

UNIVERSITÉ DE SHERBROOKE
Faculté de génie
Département de génie mécanique

Développement d'une méthodologie de surveillance basée sur
l'émission acoustique pour la détermination de la durée de vie
en fatigue et l'initiation de propagation d'un dommage
artificiel inséré dans un composite à renfort tissé

Mémoire de maîtrise
Spécialité : génie mécanique

Nassim KANOUNI

Jury: Ahmed Maslouhi (directeur de recherche)
Alain Desrochers (rapporteur)
Pierre-Luc Vachon (évaluateur)

À ma mère, à mon père, à mes sœurs

À ma grande famille et à mes amis

RÉSUMÉ

Ce travail présente une approche de prédiction de l'initiation de l'endommagement en fatigue au sein d'un matériau composite à renfort tissé comportant un défaut artificiel entre ses couches. Une technique de surveillance qui est l'émission acoustique est utilisée afin d'enregistrer l'historique de l'endommagement que subit le matériau durant l'essai. L'exploitation des données de l'émission acoustique va permettre de générer des courbes de fatigue et d'établir un modèle de prédiction du début de l'endommagement autour du défaut.

Le mémoire va présenter dans son premier chapitre une vue globale sur les motivations et objectifs ainsi que les défis soulevés par ce projet de recherche. On y expose aussi l'importance d'avoir un modèle de prédiction de l'initiation en fatigue de l'endommagement globalement et de la délamination plus particulièrement au sein d'un composite ayant un défaut artificiel.

Le deuxième et le troisième chapitre constituent l'état de l'art du sujet contenant les outils et informations utiles pour l'établissement de l'approche de prédiction. Le deuxième chapitre contient des notions sur les modes d'endommagement en fatigue des composites tissés et sur la mécanique de la rupture ainsi que les résultats des travaux de modélisation numérique par Ansys APDL. L'émission acoustique (EA) est mise en avant dans le troisième chapitre comme étant une technique de surveillance de l'état de santé des structures en fonctionnement. Les différents aspects de l'émission acoustique y seront détaillés. D'abord, les notions préliminaires de propagation des ondes de Lamb dans les plaques composites minces seront traitées suivies des méthodes de traitement des données EA pour la séparation entre les mécanismes de rupture. Ensuite, un paragraphe sera consacré pour la localisation des sources d'endommagement générant des ondes d'émission acoustique. Les résultats et la méthodologie utilisée pour la génération des courbes de dispersion du matériau testé seront décrits aussi dans le troisième chapitre.

Les résultats des essais mécaniques réalisés, l'établissement des courbes de durée de vie en fatigue et d'initiation de l'endommagement par émission acoustique et la méthode de filtrage de données EA proposée, seront présentés sous forme d'un article scientifique dans le

quatrième chapitre. Le choix des capteurs EA ainsi que les différents essais de calibration du dispositif feront l'objet du cinquième chapitre.

Mots clés : *Émission acoustique, initiation de l'endommagement, délamination, composite tissé, courbes de durée de vie en fatigue,*

REMERCIEMENTS

Je voudrais présenter mes chaleureux remerciements à mon directeur de recherche monsieur Ahmed Maslouhi, professeur au département de génie mécanique et dirigeant du laboratoire des matériaux et du contrôle non destructif LAMCND à l'Université de Sherbrooke. Je le remercie vivement pour sa confiance et ses conseils pendant toute la durée du projet.

Je voudrais remercier aussi monsieur Gabriel Laplante, professeur au département génie mécanique à l'université de Moncton pour l'aide qu'il a apporté à mon travail de modélisation numérique durant mon stage chez Bombardier. Par la même occasion je n'oublierai pas de remercier monsieur Said Jazouli, ingénieur spécialiste de calcul de contraintes à Bombardier Aéronautique qui m'a encadré et m'a fait découvrir les défis de la recherche industrielle durant mon stage Mitacs.

Je remercie vivement mes collègues au Laboratoire des matériaux et du contrôle non destructif : Paul Braisaz-Latille, Jiaping Wu et Nidhal Bouslama pour leur aide.

Je présente aussi mes vifs remerciements aux chercheurs Pierre-Claude Ostiguy et Nicolas Quagebeure mais aussi au professeur Patrice Masson du groupe d'acoustique de l'Université de Sherbrooke (GAUS) pour leur aide et pour le temps qu'ils m'ont octroyé pour l'utilisation des dispositifs de leur laboratoire.

Finalement je tiens à dire Merci à ma famille pour son soutien inconditionnel.

TABLE DES MATIÈRES

Chapitre 1 INTRODUCTION ET OBJECTIFS	15
Chapitre 2 ÉTAT DE L'ART : MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENT ET MÉCANIQUE DE LA RUPTURE.....	18
2.1 Mécanismes de rupture en statique et en fatigue dans les matériaux composites à renfort unidirectionnel et tissé.....	18
2.1.1 Mécanismes d'endommagement d'un matériau composite à renfort unidirectionnel.....	18
2.1.2 Mécanismes d'endommagement d'un matériau composite à renfort tissé	20
2.2 Influence de la température et de la fréquence sur l'endommagement en fatigue des matériaux composites.....	22
2.2.1 Influence de la température	23
2.2.2 Influence de la fréquence	25
2.3 Caractérisation de la rupture interlaminaire des matériaux composites.....	27
2.3.1 Approche basée sur la mécanique de rupture et les modes de rupture interlaminaire	27
2.3.2 Essais expérimentaux pour le calcul de la résistance interlaminaire	29
2.4 Application de la modélisation numérique pour la caractérisation de la rupture interlaminaire des matériaux composites	33
2.4.1 Technique de fermeture virtuelle de fissure (VCCT).....	34
2.4.2 Modèle de zone cohésive (CZM).....	35
2.4.3 Résultats des travaux de modélisation numériques.....	37

Chapitre 3 ÉTAT DE L'ART : ONDES DE LAMB ET SURVEILLANCE DE L'ENDOMMAGEMENT PAR ÉMISSION ACOUSTIQUE.....	42
3.1 Techniques de contrôle non destructif pour les matériaux composites.....	42
3.2 Méthodes ultrasoniques	43
3.3 Théorie des ondes de Lamb et courbes de dispersion dans un composite stratifié .	44
3.3.1 Théorie des ondes de Lamb.....	44
3.3.2 Courbes de dispersion pour la propagation des ondes de Lamb dans un composite stratifié	47
3.3.3 Courbes de dispersion pour la propagation des ondes de Lamb dans le matériau composite testé	48
3.3.4 Atténuation des ondes de Lamb propagées dans un composite	52
3.4 Méthode de surveillance par émission acoustique : Principe, chaîne d'acquisition et paramètres de mesure	54
3.4.1 Principe de l'émission acoustique et chaîne d'acquisition.....	54
3.4.2 Paramètres d'un signal acoustique	55
3.5 Méthodes d'analyse des données d'émission acoustique.....	57
3.5.1 Analyse paramétrique conventionnelle	58
3.5.2 Analyse statistique multivariable	65
3.5.3 Analyse modale	65
3.6 La localisation des sources d'endommagement	68
3.7 Modèles de comportement en fatigue basés sur l'émission acoustique	73
Chapitre 4 MÉMOIRE PAR ARTICLE	84
4.1 Avant propos	84
4.2 Article sous sa forme manuscrite	86

Chapitre 5 TRAVAUX DE CALIBRATION.....	127
5.1 Inspection des échantillons de test	127
5.1 Paramètres de mesures	128
5.2 Choix des capteurs : caractéristiques et justifications.....	129
5.3 Mesures d'atténuation	132
Chapitre 6 CONCLUSION	134
LISTE DES RÉFÉRENCES	136
ANNEXE	145

LISTE DES FIGURES

Figure 1 : Les différents modes d'endommagement d'un stratifié unidirectionnel	19
Figure 2 : Évolution de la rupture d'un composite unidirectionnel en fatigue et ses différents modes d'endommagement	20
Figure 3 : Les mécanismes d'endommagement ayant lieu au sein d'un composite tissé chargé en fatigue tension-tension	21
Figure 4 : Représentation schématique de l'évolution de l'endommagement en fatigue d'un composite tissé en fonction de la dégradation du module normalisé	22
Figure 5 : Influence de la température sur le modèle d'endommagement sur un composite à fibre longues	23
Figure 6 : Courbes S/N d'un composite carbone/époxy tissé à différentes températures	24
Figure 7 : Courbes S/N à différentes fréquence pour une séquence d'empilement donnée d'un composite verre/vinylester	25
Figure 8 : L'influence de l'augmentation de la fréquence sur la durée de vie en fatigue de deux composites unidirectionnels A et B	26
Figure 9 : Les trois modes de rupture	28
Figure 10 : Schéma descriptif d'un échantillon DCB	29
Figure 11 : Courbe force-déplacement d'un échantillon DCB et méthodes de détermination de l'initiation de la délamination	31
Figure 12 : Schéma descriptif d'un échantillon ENF	31
Figure 13 : Schéma descriptif d'un échantillon MMB	33
Figure 14 : VCCT pour un modèle 2D à 4 nœuds	34
Figure 15 : Modèle de zone cohésive de crisfield	36
Figure 16 : Modèle d'éléments finis pour l'essai DCB	38
Figure 17 : Modèle d'éléments finis pour l'essai MMB	39
Figure 18 : Comparaison entre les courbes force-déplacement par trois méthodes de calcul pour un échantillon DCB	39
Figure 19 : Courbes forces déplacement par deux méthodes distinctes pour le mode mixte	40

Figure 20 : principe de la méthode d'antenne multi-éléments (phased-array)	44
Figure 21 : Mode de propagation symétrique S_0	45
Figure 22 : Mode de propagation antisymétrique A_0	45
Figure 23 : Exemple de courbes de dispersion vitesse de phase et vitesse de groupe dans la direction 0° pour une plaque composite de configuration $[0_4/90_4/-45_2/45_4/-45_2]_s$	48
Figure 24 : Dispositif de mesure par vibromètre au laser	49
Figure 25 : Résultat expérimental de la courbe de dispersion vitesse de phase du matériau testé dans la direction 0°	50
Figure 26 : Résultat numérique de la courbe de dispersion vitesse de phase du matériau testé selon la direction 0°	51
Figure 27 : Résultat numérique de la courbe de dispersion vitesse de groupe du matériau testé selon la direction 0°	52
Figure 28: Domaine fréquentiel des signaux d'émission acoustique	54
Figure 29 : chaîne d'acquisition et de traitement des signaux provenant de l'émission acoustique	55
Figure 30 : Paramètres d'acquisition d'un signal acoustique	56
Figure 31 : Exemple de corrélation de l'énergie EA avec la dégradation de la rigidité résiduelle	63
Figure 32 : Signatures des trois modes d'endommagement en fatigue	64
Figure 33: Désignation des modes symétrique ($S_0=E$) et antisymétrique ($A_0=F$) d'un signal généré par fissuration de la matrice dans un unidirectionnel $[0/90_3]_s$	66
Figure 34 : Types de rupture associé à une délamination (a) et une fissuration matricielle (b)	67
Figure 35 : Schéma descriptif de la localisation d'une source par la triangulation	69
Figure 36 : Méthode de localisation en utilisant des groupes a trois capteurs	70
Figure 37 : La résistance résiduelle en fonction du nombre total de dépassements	74
Figure 38 : Le ratio de σ_{max} sur la résistance résiduelle en fonction de $\log AE1$	75
Figure 39 : L'évolution de l'énergie cumulée de source (a) et du coefficient de l'émission (b) en fonction du temps	77
Figure 40 : Graphe représentant en échelle logarithmique la résistance résiduelle du composite étudié en fonction du nombre de cycle de fatigue	78

Figure 41 : Graphe représentant le nombre cumulé de dépassements en fonction de la contrainte pour plusieurs nombres de cycles	78
Figure 42 : Valeurs de la résistance résiduelle en fonction du nombre total de dépassements N_t *	79
Figure 43 : Comparaison entre les résistances résiduelles prédites par le modèle et celles mesurées expérimentalement	80
Figure 44 : Modèle montrant la durée de vie résiduelle en fonction du nombre d'événements acoustiques	81
Figure 45 : Dispositif expérimental pour les mesures B-scan	127
Figure 46: Localisation par B-scan du film de téflon entre les couches du composite testé	128
Figure 47 : Dimensions et courbe de réponse du capteur WD	130
Figure 48 : Dimensions et courbe de réponse du capteur HD2WD	130
Figure 49 : Positionnement du capteur et du pulseur suivant la direction des fibres dans la plaque.....	131
Figure 50 : Valeurs de la moyenne RMS des signaux enregistrés par le capteur suite à une excitation sinusoïdale dans les directions des fibres.....	132
Figure 51 : Niveau d'atténuation dans le matériau composite utilisé	133
Figure 52 : Positionnement des capteurs sur les échantillons d'essais	133

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1 : Coefficients d'atténuation pour les modes S_0 et A_0 pour un composite tissé à fibre de carbone (8 et 10 plis).....53

Tableau 2 : Caractéristiques des signaux : A(fissure de matrice), B(décohésion), C(rupture des fibres) et D(délamination)61

Tableau 3 : Paramètres de réglage du dispositif acoustique.....129

LISTE DES SYMBOLES

Symbole	Définition(Français)	Definition(English)
EA	Émission Acoustique	Acoustic Emission
$dBae / dB$	Décibel	Decibel
G	Taux de restitution de l'énergie de déformation	Strain energy release rate
G_c	Taux de restitution de l'énergie critique	Critical strain energy release rate
A_0	Mode antisymétrique d'ordre 0	Antisymmetric mode of order 0
S_0	Mode symétrique d'ordre 0	symmetric mode of order 0
σ_{UTL}	Contrainte ultime en tension	Ultimate tensile stress

LISTE DES ACRONYMES

Acronyme	Définition
ASTM	American Society for Testing and Materials
APDL	Langage de design paramétrique d'Ansys
CZM	Modèle de zone cohésive
DIC	Corrélation d'images numériques
DCB	Double Cantilever Beam
ENF	End Notched Flexure
MMB	Mixed Mode Bending
S/N	Courbe de Wöhler (Contrainte/durée de vie en fatigue)
SERR	Taux de restitution de l'énergie de déformation
VCCT	Technique de fermeture virtuelle de fissure

Chapitre 1 INTRODUCTION ET OBJECTIFS

Les matériaux composites en ingénierie remplacent de plus en plus les métaux et alliages dans de nombreuses applications. Ils permettent de diminuer le poids et d'avoir des propriétés mécaniques élevées. L'utilisation accrue de ces matériaux dans les structures aéronautiques critiques impose de comprendre leur comportement et l'évolution de leur endommagement sous une sollicitation dynamique. L'avion A350 d'Airbus dont la moitié du poids est fabriquée en matériaux composites est le meilleur exemple sur l'utilisation avancée de ces matériaux. Comprendre le comportement et les modes de ruptures de structures composites en fatigue a été entamé dans plusieurs travaux de recherches, puisque les structures aéronautiques principales sont soumises à des chargements cycliques et que la connaissance de leurs limites d'endurance en fatigue permettra de réaliser un dimensionnement sécuritaire de ces pièces. Krueger & O'Brien [1] ont établi une méthodologie permettant de décrire le comportement en fatigue d'un raidisseur composite en T. Cependant, savoir déterminer le début de l'endommagement et non seulement la rupture en fatigue s'avère être un moyen incontournable pour optimiser le design des structures [2]. Cela a été un défi dans plusieurs travaux de recherche. D'un côté, parce que les composites sont des matériaux anisotropes. De l'autre côté, parce qu'il y a présence plus ou moins fréquente de défauts de fabrication dans ces pièces. Il faut noter aussi que la délamination est considérée comme étant un mode de rupture critique au sein des structures composites. De ce fait, établir un modèle décrivant son initiation demeure une information importante pour les concepteurs et cela constitue l'originalité de ce travail de recherche.

Développer une approche permettant de détecter le début de l'endommagement afin de pouvoir modéliser la durée de vie en fatigue d'un matériau composite à renfort tissé quasi-isotrope constitue l'objectif principal de ce travail de recherche. Les objectifs spécifiques sont : 1) générer des courbes S/N mettant en évidence plusieurs stades d'endommagement allant de l'endommagement macroscopique des bords des échantillons jusqu'à l'initiation de la délamination autour du défaut artificiel et aussi la rupture totale du matériau. 2) Estimer l'influence de la présence d'un défaut artificiel sur la durée de vie en fatigue du matériau. 3) Estimer l'effet des conditions expérimentales (fréquence et température d'essai) sur les

courbes de durée de vie et d'initiation d'endommagement. Pour atteindre ces objectifs on utilise la technique de l'émission acoustique afin de surveiller la fissuration dans le matériau et détecter son initiation. Par la suite, on va proposer une méthodologie basée sur le filtrage des données de l'émission acoustique pour établir des courbes S/N de durée de vie et d'initiation d'endommagement pour des essais de fatigue tension-tension à 7 Hz à haute température (120 °C) et à température ambiante. Le même travail sera effectué pour des essais de fatigue à 15 Hz à température ambiante. Les essais expérimentaux ont été réalisés sur des échantillons qui comportent un film de téflon simulant un défaut de fabrication tout en utilisant un ratio de chargement $R = 0,1$. Le choix du type du matériau et des paramètres d'essais a été pris en considérant les propositions et les besoins des industries partenaires du projet.

Ce travail élabore une approche de traitement des données de l'émission acoustique et utilise un algorithme de localisation des sources d'émission acoustique de la zone entourant le défaut. Cette méthodologie permettra de générer les courbes de fatigue correspondant à l'initiation de la délamination dans l'échantillon en général et autour du défaut en particulier. Des mesures d'imagerie par ultrasons de type C-Scan sont utilisées aussi pour visualiser la propagation de la délamination autour du défaut.

Il est important de noter que ce travail de recherche s'inscrit dans le cadre du projet COMP 407. C'est un projet d'envergure financé par le consortium de recherche et d'innovation en aérospatiale du Québec (CRIAQ) ainsi que par le conseil de recherches en sciences naturelles et en génie du Canada (CRSNG). Le projet rassemble des entreprises industrielles comme : Bombardier Aerospace, Bell Helicopter et L3-MAS et des collaborateurs académiques à savoir : Les universités de Sherbrooke, Concordia, Moncton et l'École de Technologie supérieure.

Chapitre 2 ÉTAT DE L'ART : MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENT ET MÉCANIQUE DE LA RUPTURE

Dans ce chapitre on décrit les différents modes d'endommagement en fatigue que subit un composite stratifié tissé à matrice polymérique avant la rupture finale. Un résumé sur l'influence de la température et la fréquence des essais sur l'endommagement en fatigue sera donné. L'accent est mis sur les modes de rupture tout en détaillant les essais expérimentaux qui permettent de les caractériser. Ensuite, les deux méthodes numériques de caractérisation de la propagation de la fissure seront exposées à savoir la technique de fermeture virtuelle de fissure (VCCT) et le modèle de zone cohésive (CZM). On terminera par des résultats de modélisation numérique trouvés au cours du stage Mitacs.

2.1 Mécanismes de rupture en statique et en fatigue dans les matériaux composites à renfort unidirectionnel et tissé

2.1.1 Mécanismes d'endommagement d'un matériau composite à renfort unidirectionnel

La rupture totale d'un matériau composite par fatigue est le résultat de l'accumulation de plusieurs mécanismes d'endommagement [3]. La matrice s'endommage en premier lieu par l'apparition de microfissures puisque sa rigidité est inférieure à celle des fibres. Les microfissures se transforment en macrofissures transverses dans le matériau provoquant la décohésion entre la résine et les fibres. Le mécanisme qui suit s'appelle la délamination et est caractérisé par la séparation entre les couches du laminé [3]. Dans la dernière phase il se produit une accélération de l'endommagement par des fissures longitudinales pour finir avec la rupture des fibres et du laminé [4].

Les différents mécanismes qui apparaissent lors d'un endommagement en fatigue sont illustrés dans la figure 1. On distingue les microfissures et les fissures interlaminaires de la

matrice, la rupture des fibres et la délamination. La figure 2 montre un exemple de modèle d'endommagement en fatigue qui se base sur la diminution de la rigidité d'un composite unidirectionnel. Ce modèle définit l'endommagement par $\mathbf{D} = \mathbf{1} - (\mathbf{E}_N / \mathbf{E}_0)$, tel que E_0 est la rigidité du matériau sain et E_N est la rigidité du matériau après un nombre donné de cycles de fatigue N . La région I qui s'étale jusqu'à 20% de la durée de vie est caractérisée par l'initiation des fissures matricielles. Ces fissures s'accumulent et se transforment en une décohésion entre les fibres et la matrice dans la région II. Après accumulation de l'endommagement dans les régions I et II, la région III se montre plus courte et concerne plutôt la rupture des fibres et du matériau [5].

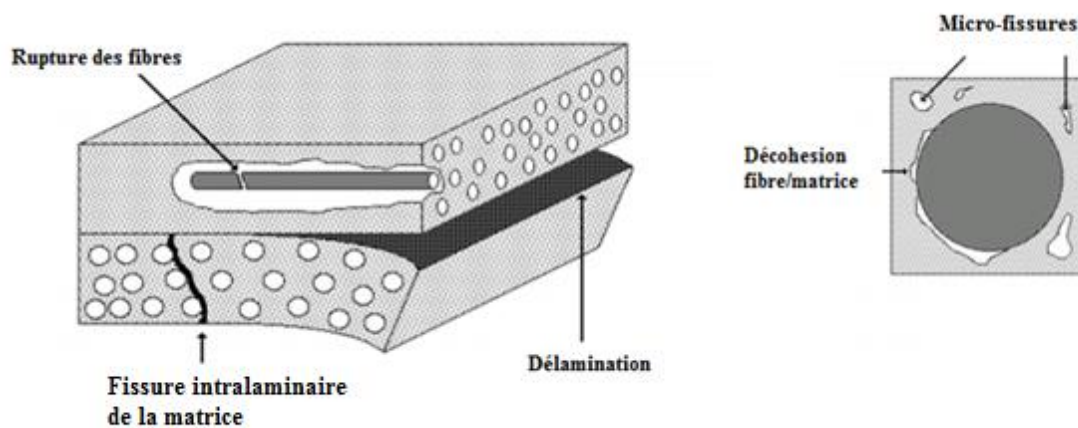


Figure 1 : Les différents modes d'endommagement d'un stratifié unidirectionnel [3]

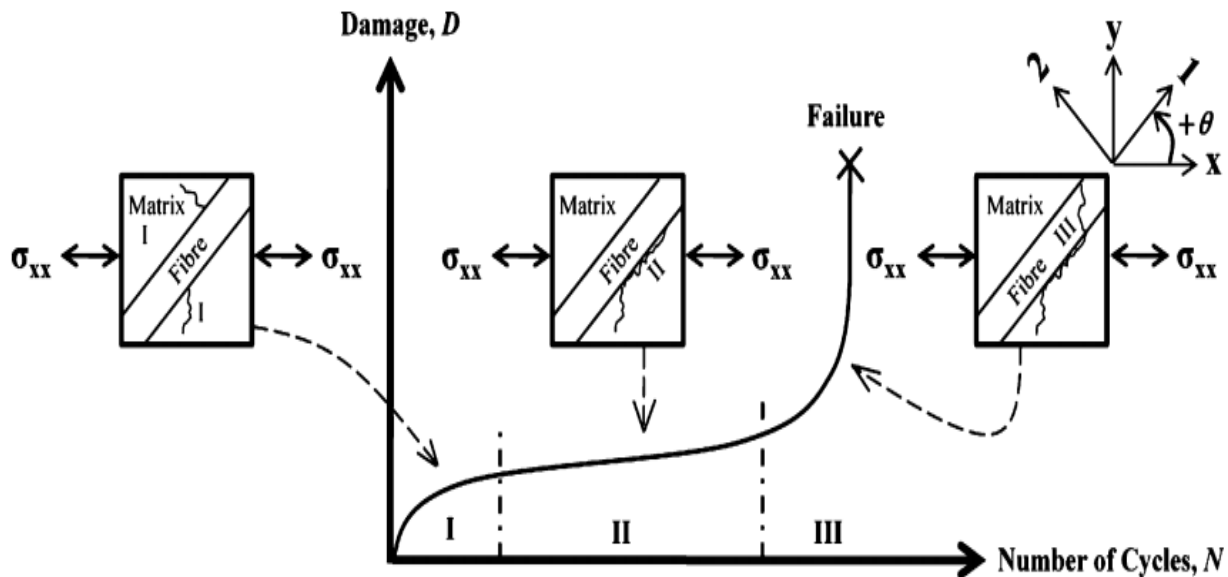


Figure 2 : Évolution de la rupture d'un composite unidirectionnel en fatigue et ses différents modes d'endommagement [5]

2.1.2 Mécanismes d'endommagement d'un matériau composite à renfort tissé

Dans les composites tissés, les fibres sont tressées ou alignées sous forme de "câbles" nommés *torons* ou *faisceaux* comportant chacun quelques centaines ou milliers de fibres. Les tissus peuvent être plans pour réaliser des empilements stratifiés (renforts 2D) mais ils peuvent aussi être tridimensionnels permettant alors de concevoir directement des pièces d'épaisseur variable. Les composites tissés présentent quelques avantages et inconvénients par rapport aux composites à fibres longues. Ils ont une meilleure tenue aux sollicitations hors du plan que ce soit pour les renforts 2D ou 3D.

L'endommagement en fatigue d'un composite stratifié à renfort tissé 2D dépend de la direction du chargement [6]. Dans le cas d'une sollicitation uniaxiale, il s'endommage d'abord par fissuration des faisceaux transverses. Ensuite c'est une décohésion qui apparaît à l'interface fibres/matrice et se développe en une délamination microscopique ainsi qu'entre deux faisceaux perpendiculaires [7]. Le dernier mode d'endommagement est la rupture des

fibres parallèles à la direction de la sollicitation [6]. Ces mécanismes sont décrits dans la figure 3.

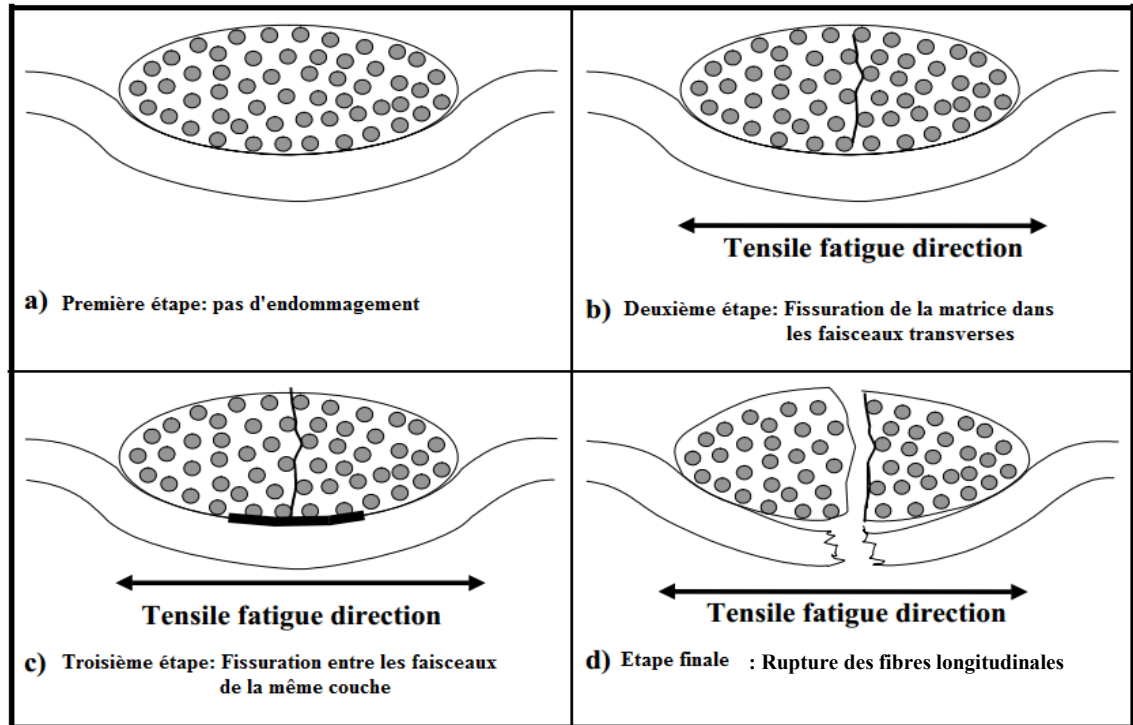


Figure 3 : Les mécanismes d'endommagement ayant lieu au sein d'un composite tissé chargé en fatigue tension-tension [6]

Les mécanismes d'endommagement en fatigue d'un composite tissé peuvent être corrélés à un modèle d'endommagement (figure 4). Le modèle illustré dans la figure 4 décrit l'évolution d'un paramètre d'endommagement défini comme étant le module de rigidité normalisé E_N/E_0 , tels que E_0 et E_N sont respectivement les rigidités du matériau sain et testé à un nombre N de cycles. La première phase du modèle consiste en une grande chute du paramètre d'endommagement accompagnée par des fissures transverses au niveau de la matrice. La deuxième phase se caractérise par une dégradation à taux constant où on peut remarquer la décohésion fibre/matrice et la délamination microscopique aux points d'intersection des faisceaux longitudinaux et transverses. La dernière étape a lieu généralement à 80% de la

durée de vie et témoigne de la rupture des fibres et des faisceaux longitudinaux qui supportent la charge [8].

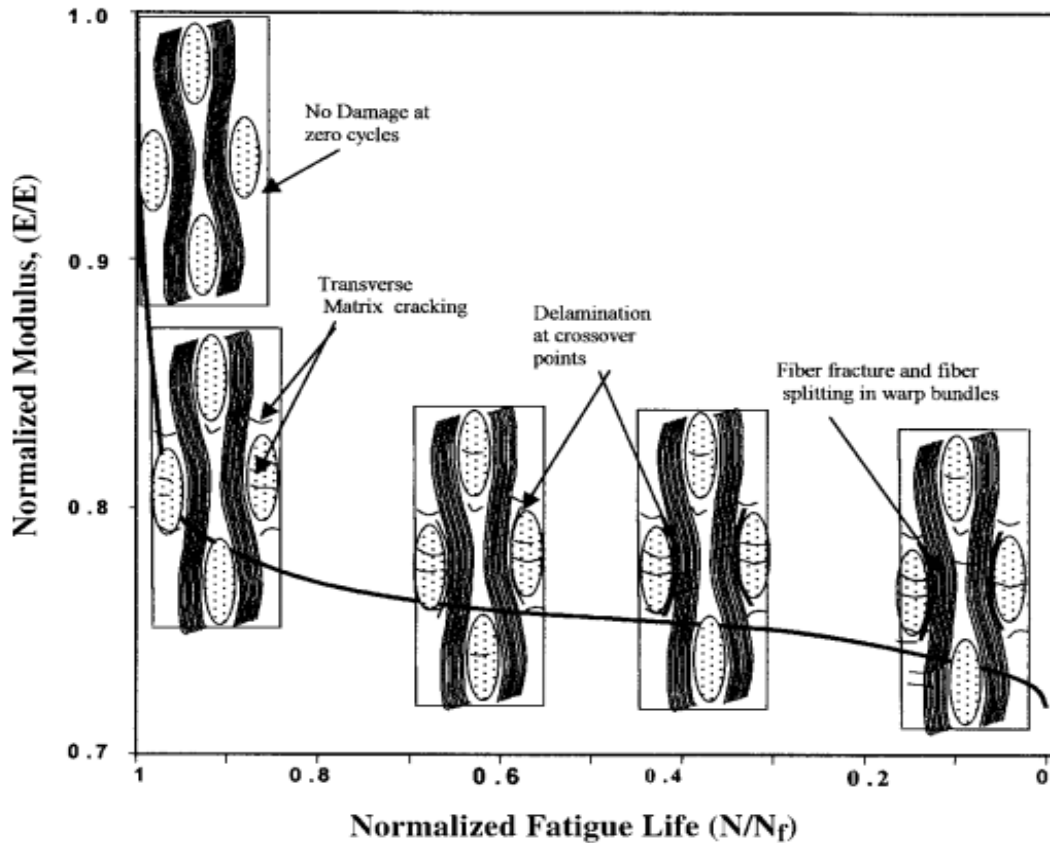


Figure 4 : Représentation schématique de l'évolution de l'endommagement en fatigue d'un composite tissé en fonction de la dégradation du module normalisé [8]

2.2 Influence de la température et de la fréquence sur l'endommagement en fatigue des matériaux composites

Il s'agira dans ce paragraphe de résumer l'influence des paramètres température et fréquence sur la durée de vie en fatigue ainsi que sur les courbes S/N. On parlera aussi succinctement des mécanismes qui permettent cette différence dans les mécanismes d'endommagement et leur vitesse d'occurrence dépendamment des différentes conditions expérimentales.

2.2.1 Influence de la température

Les structures composites aéronautiques se doivent d'être dimensionnées pour travailler dans une large gamme de température allant de $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ à $80\text{ }^{\circ}\text{C}$. Le changement de température que peut subir un composite crée des contraintes résiduelles au sein du matériau. Cela s'explique par l'aspect anisotrope du composite et la différence entre les coefficients d'expansion thermique des fibres et de la matrice [9]. L'interface fibre/matrice est plus exposée à la rupture due à cette incompatibilité. Les contraintes résiduelles apparaissent aussi entre les plis car ils ont différentes orientations d'angle.

Mivehchi [5] a proposé un paramètre d'endommagement $\mathbf{D} = 1 - (E_N/E_0)$, qui dépend forcément de la température puisque la rigidité initiale E_0 et la rigidité à un certain nombre de cycles E_N en dépendent aussi. La figure 5 montre l'effet de l'élévation de la température d'essai sur l'accumulation de l'endommagement en fatigue pour des échantillons à fibre longues de verre testés à $16,7\text{ Hz}$ et ayant une contrainte maximale égale à 130 MPa .

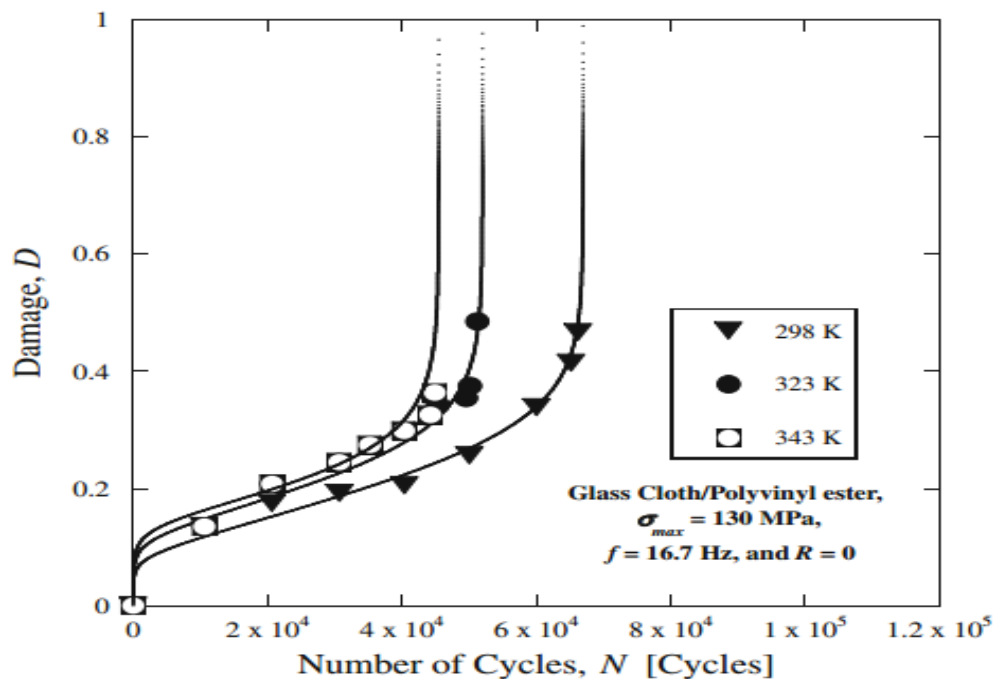


Figure 5 : Influence de la température sur le modèle d'endommagement sur un composite à fibre longues[5]

On remarque sur la figure 5 que plus on augmente la température d'essai de 25°C à 50°C et 70°C, plus l'échantillon s'endommage rapidement. Ce modèle reste applicable aux composites à renfort tissé.

Khan et al [8] ont testé en fatigue un composite tissé carbone/époxy à différentes températures: -20°C, 0°C, 24°C, 100°C et 150°C. Il a été trouvé que pour les températures élevées la durée de vie en fatigue du composite diminue en parallèle de l'augmentation de l'endommagement. De l'autre côté, les essais de fatigue à basse température (en dessous de la température ambiante) ont montré que la durée de vie en fatigue augmente à des chargements élevés (figure 6).

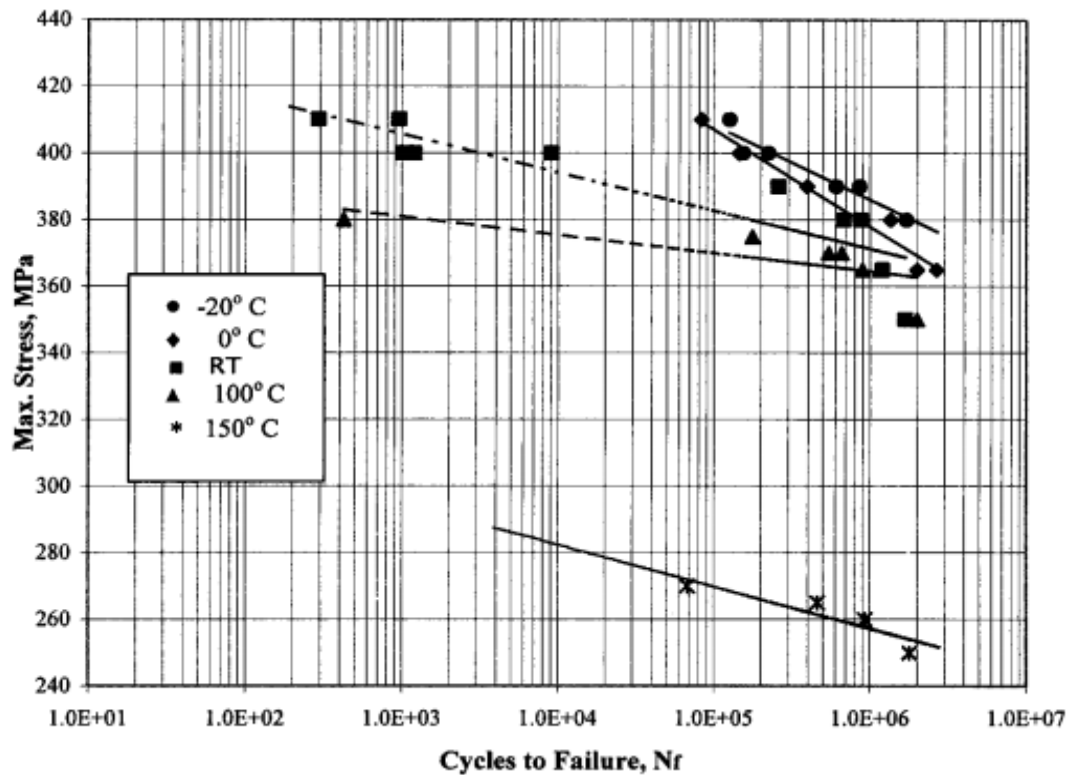


Figure 6 : Courbes S/N d'un composite carbone/époxy tissé à différentes températures [8]

2.2.2 Influence de la fréquence

L'endommagement des composites à renforts fibreux dépend fortement de la fréquence de cyclage en fatigue. Kharrazi [10] a réalisé des essais de fatigue sur plusieurs séquences d'empilements d'un composite à fibre de verre et à matrice vinylester. Il a trouvé que la durée de vie en fatigue de ces composites dépend de la fréquence et de la force de chargement. Il a conclu que la fréquence devient très influente à partir d'une grande valeur de la contrainte de cyclage et que la durée de vie en fatigue diminue à cause de la dégradation thermique de la matrice. La figure 7 illustre les courbes S/N à 0,3 Hz, 1 Hz et 3 Hz. L'effet de la fréquence semble être minime à un bas chargement, cependant une fréquence égale à 3 Hz semble causer une rupture précoce du matériau à un chargement élevé.

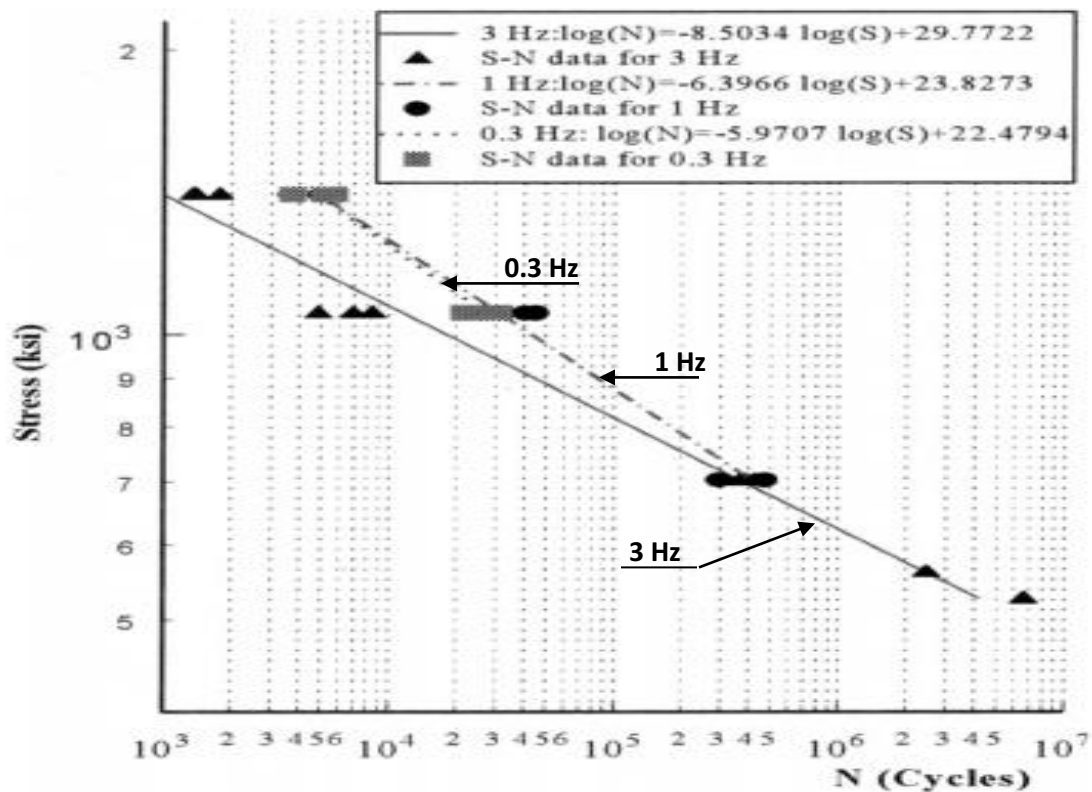


Figure 7 : Courbes S/N à différentes fréquence pour une séquence d'empilement donnée d'un composite verre/vinylester [10]

Minak et al. [11] ont réalisé des essais de fatigue sur un composite carbone/époxy. Deux séquences d'empilement A : $[0/45/-45/90/45/-45/0]$ et B : $[90/45/-45/0/45/-45/90]$ ont été testées à trois valeurs de fréquences : 5 Hz, 10 Hz et 15 Hz. Il a été constaté qu'en augmentant la fréquence d'essai, le matériau devient plus endurant à un chargement bas et moins endurant en augmentant le niveau de chargement (figure 8). En effet, l'influence de l'augmentation de la fréquence se voit en particulier pour une valeur de chargement élevée. On observe que les échantillons nécessitent moins de cycles pour briser à 15 Hz que pour 5 Hz. Cependant à un chargement de faible valeur 400 MPa, les points expérimentaux de rupture ainsi que les modèles pour 15 Hz et 5 Hz convergent.

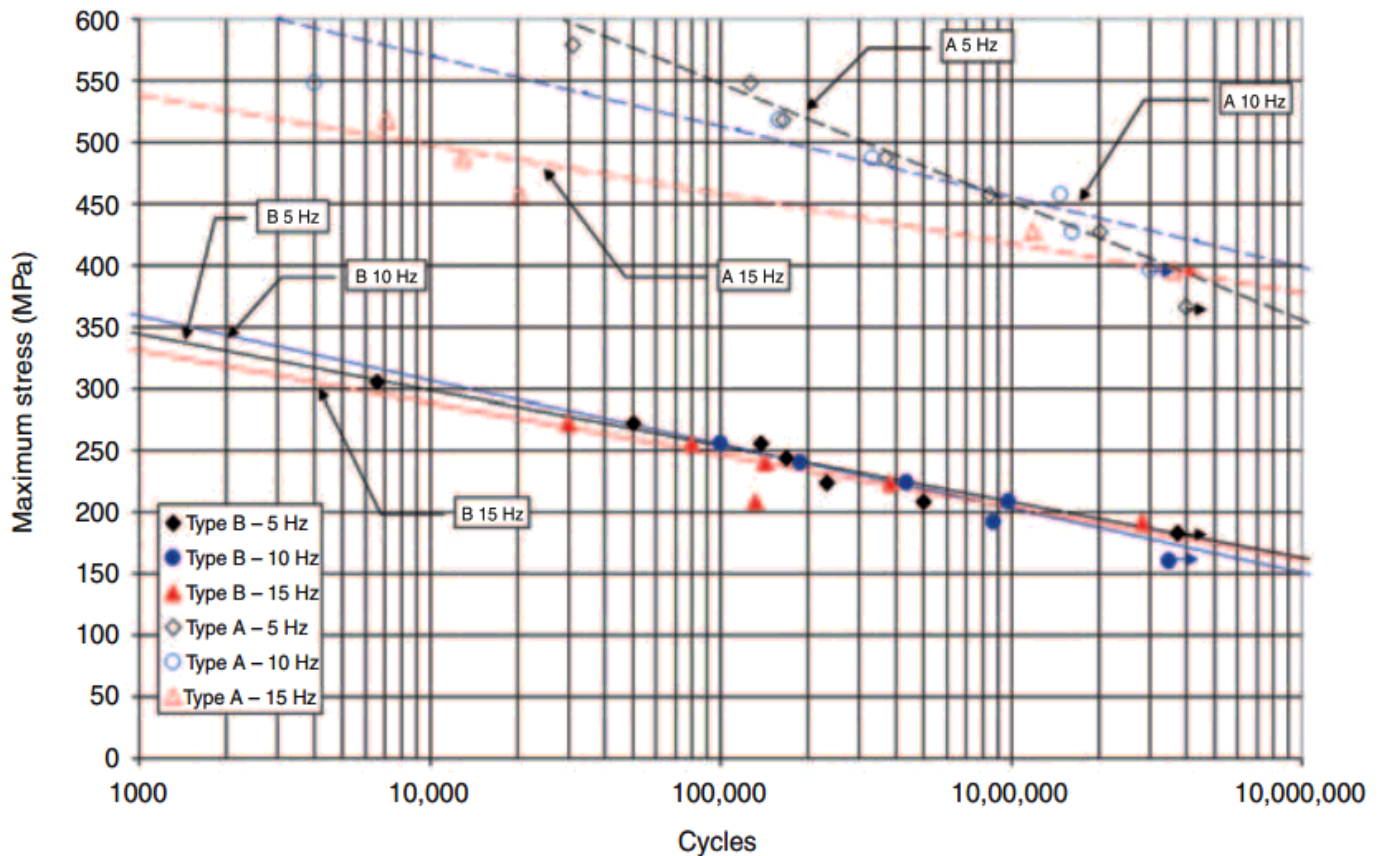


Figure 8 : L'influence de l'augmentation de la fréquence sur la durée de vie en fatigue de deux composites unidirectionnels A et B [11]

Le paragraphe précédent a traité de la mécanique de l'endommagement comme approche permettant de décrire mais aussi prédire l'évolution de l'endommagement et la durée de vie en fatigue d'un composite. Plusieurs modèles sont proposés pour expliquer les différents mécanismes d'endommagement et leur évolution en fonction d'un paramètre (module de rigidité normalisé par exemple). Les paramètres température et fréquence ont une influence considérable sur l'accélération du processus d'endommagement dans chaque phase mais aussi sur la durée de vie globale en fatigue. Le paragraphe suivant propose une autre approche pour l'étude de la rupture dans les composites qui est la mécanique de la rupture.

2.3 Caractérisation de la rupture interlaminaire des matériaux composites

La mécanique de la rupture élastique linéaire est une approche qui permet de décrire les conditions d'avancement de la rupture d'un matériau comportant une fissure préalable. C'est une approche énergétique qui s'avère être adéquate pour caractériser l'avancement de fissures déjà présentes dans un composite. En effet, les structures composites sont susceptibles d'avoir des « pré-fissures » suite à la présence de défauts de fabrication ainsi qu'aux problèmes de manutention et de chute d'outils. Cela crée des délaminations pouvant se propager et causer la rupture globale de la structure. Dans le paragraphe qui suit, on détaille les modes de rupture, les essais expérimentaux utilisés ainsi que les modèles numériques de simulation de la propagation de la rupture.

2.3.1 Approche basée sur la mécanique de rupture et les modes de rupture interlaminaire

Comme détaillé dans le paragraphe 2.1 l'apparition d'une fissure est due à l'accumulation d'endommagements microscopiques. La propagation d'une fissure est provoquée par la contribution de trois modes de sollicitations [12] à savoir :

- **Mode I** : mode d'ouverture de la fissure par traction où les déplacements des lèvres de la fissure sont perpendiculaires à la direction de propagation.

- **Mode II** : mode de cisaillement dans le plan où les déplacements des lèvres de la fissure sont parallèles à la direction de la propagation.
- **Mode III** : mode de propagation par torsion où les lèvres de la fissure subissent un glissement de rotation.

Le mode III est généralement peu prépondérant par rapport au mode I et II auxquels on va s'intéresser.

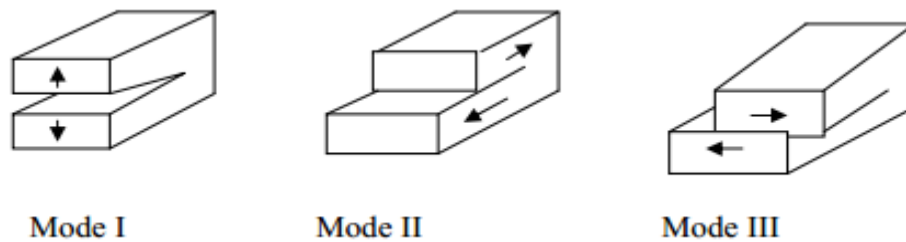


Figure 9 : Les trois modes de rupture [12]

C'est une approche qui a été développée par Griffith et qui se base sur le premier principe de la thermodynamique. Le taux de restitution de l'énergie de déformation est défini comme étant la variation de l'énergie potentielle par unité de surface stockée dans la structure [13] (équation 1) :

$$G = \frac{d(W_{ext} - U_e)}{dA} \quad (1)$$

Avec :

W_{ext} : Le travail des forces extérieures appliquées durant la propagation de la fissure

U_e : L'énergie de déformation élastique emmagasinée dans le système

$dA = Bda$: Surface créée par la propagation de la fissure; B étant la largeur de l'échantillon et da l'avancement de la fissure

Il y a avancement de la fissure lorsque G atteint une valeur critique G_c appelée taux de restitution de l'énergie de déformation critique (SERR).

Dans la suite du texte, on notera G_I , G_{II} et G_{III} , les taux de restitution d'énergie de déformation du mode I, mode II et mode III respectivement.

2.3.2 Essais expérimentaux pour le calcul de la résistance interlaminaire

La fissure initiale est insérée par le biais d'un film non-adhésif ou par un endommagement généré par un essai préalable d'impact. Un échantillon avec un film non adhésif constitue l'option la plus utilisée pour caractériser les modes de ruptures vu que ça permet une certaine répétabilité des résultats.

Mode I :

Le mode I est souvent modélisé par l'essai appelé double poutre encastrée (DCB) qui est recommandé par la norme ASTM D 5528 [14]. Il permet de calculer le taux de restitution de l'énergie de déformation critique en mode I : G_{IC} . La charge est appliquée sur les extrémités de l'échantillon, comme indiqué sur la figure 10.

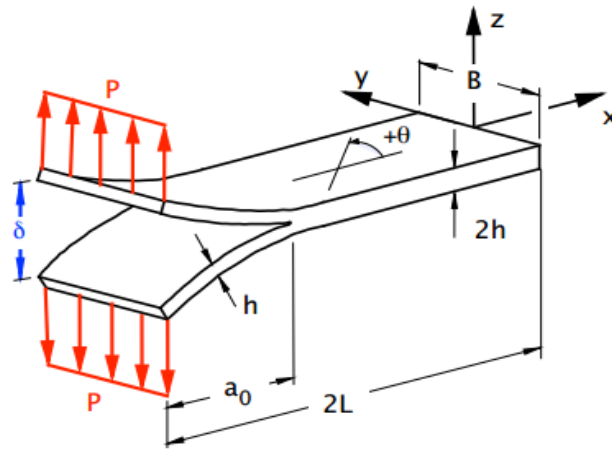


Figure 10 : Schéma descriptif d'un échantillon DCB [15]

La théorie des poutres donne une formule pour calculer le taux de restitution d'énergie de déformation en mode I [14]:

$$G_I = \frac{3P\delta}{2Ba} \quad (2)$$

Cette formule est plutôt applicable dans le cas d'un matériau homogène orthotrope présentant des déformations linéaires, il ne doit pas y avoir de pontage de fibre et le front de fissure doit être linéaire. Ces hypothèses ne sont pas satisfaites expérimentalement ce qui pousse à adopter une version modifiée de la formule (2) tenant compte d'une fissure plus grande $a+\Delta$ tel que Δ est un paramètre trouvé expérimentalement [14].

Il y a aussi la théorie des poutres modifiée qui prend en compte l'expression de l'inertie de rotation :

$$G_I = \frac{12P^2a^2}{E_xB^2h^3} \left(1 + \frac{h^2}{3a^2} \right) \simeq \frac{12P^2a^2}{E_xB^2h^3} \quad (3)$$

La résistance interlaminaire en mode I, est la valeur de l'énergie au-delà de laquelle il y a initiation de la délamination. Cette énergie peut être calculée en déterminant le point critique par l'une des techniques suivantes [16] :

- Le point critique est considéré quand un avancement de la fissure est observé. Cette méthode est directe mais elle ne prend pas en compte les fissures qui ont lieu au sein du matériau.
- Le point critique est pris sur la courbe force-déplacement à la fin de la partie linéaire et au début du comportement non-linéaire de l'échantillon.
- Le point critique est choisi à l'intersection de la courbe force-déplacement avec la courbe ayant comme pente la valeur de la compliance plus 5%.

Les méthodes utilisées pour le calcul de la résistance à la délamination en mode I sont illustrées dans la figure 11.

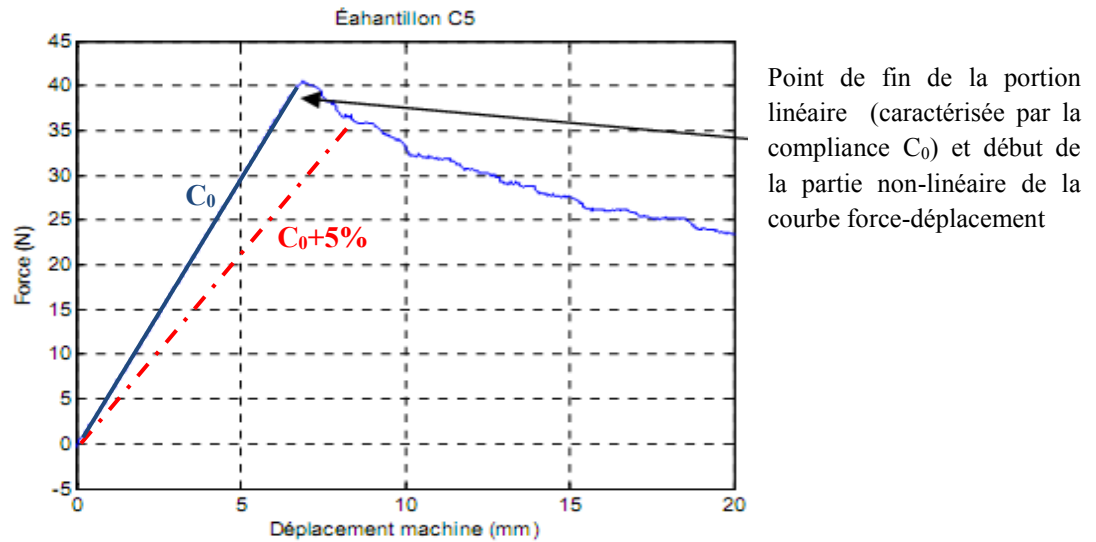


Figure 11 : Courbe force-déplacement d'un échantillon DCB et méthodes de détermination de l'initiation de la délamination [16]

Mode II :

Le mode II permet de caractériser la résistance au cisaillement interlaminaire des composites. Il n'y a pas encore un essai normalisé ASTM qui permet de caractériser ce mode. Cependant, l'essai ENF (End notched flexure) est le plus utilisé et pour lequel la propagation de la fissure est stable seulement pour les grandes longueurs de la fissure c'est-à-dire $a/L > 0,7$. La figure 12 présente un échantillon ENF ayant deux appuis avec une force Q appliquée au milieu de l'échantillon et w le déplacement au milieu de l'échantillon.

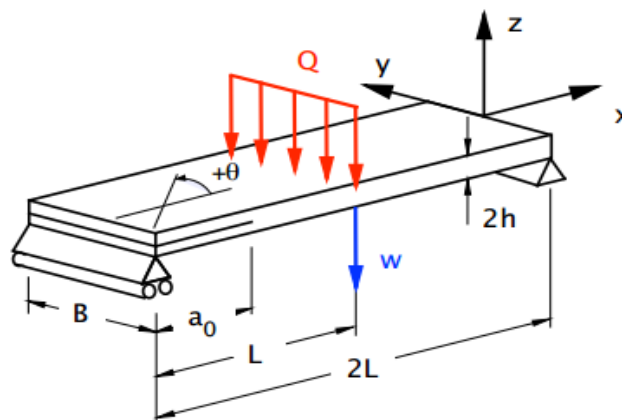


Figure 12 : Schéma descriptif d'un échantillon ENF [15]

Le calcul de la résistance interlaminaire au cisaillement en mode II se fera aussi en utilisant la formule de la théorie des poutres (équation 4).

$$G_{II} = \frac{9a^2 Q w}{2B(2L^3 + 3a^3)} \quad (4)$$

En tenant compte de l'expression de l'inertie de rotation comme pour le mode I, l'équation 4 devient :

$$G_{II} = \frac{9Q^2 a^2}{16E_x B^2 h^3} \quad (5)$$

Mode mixte I et II :

De manière générale la propagation d'une délamination dans une structure composite sous un chargement est le résultat d'une combinaison entre les modes de rupture cités ci-dessus à savoir le mode I et mode II. On dit que c'est un mode de sollicitation mixte. Le test le plus utilisé pour caractériser ce mode est le test de flexion en mode mixte (MMB). Il s'agit d'une combinaison entre les essais DCB et ENF (figure 13). L'essai MMB est recommandé par la norme ASTM D6671 [17]. La mixité des modes est contrôlée par la longueur c du bras de levier. En fait, la charge appliquée Q est une combinaison d'un chargement en mode I et un chargement en mode II qui sont liés par les équations suivantes:

$$P_I = \left(\frac{3c - L}{4L} \right) Q \quad \text{et} \quad P_{II} = \left(\frac{c + L}{L} \right) Q \quad (6)$$

Puisque les deux modes de sollicitation interviennent alors le taux de restitution de l'énergie de déformation globale s'écrit :

$$G_T = G_I + G_{II}$$

De même le taux de restitution de l'énergie de déformation critique s'écrit :

$$G_{TC} = G_{IC} + G_{IIC}$$

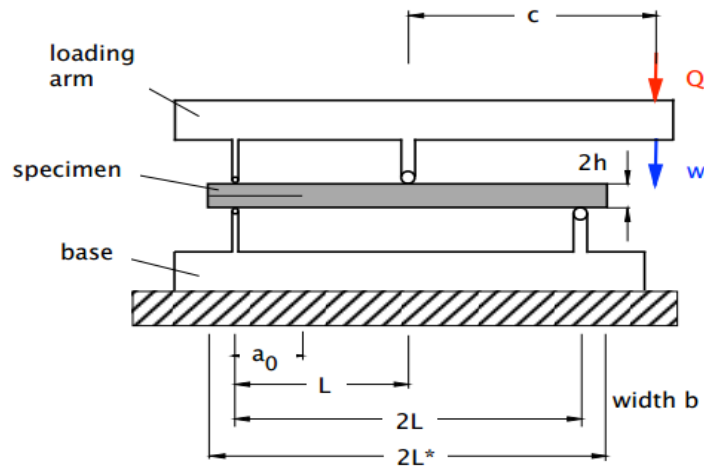


Figure 13 : Schéma descriptif d'un échantillon MMB [15]

Le paragraphe ci-dessus contient des éléments sur les modes de rupture interlaminaire ainsi que sur le calcul du taux de restitution de l'énergie de déformation critique de point de vue expérimental. Une revue des méthodes numériques de caractérisation de la rupture interlaminaire est importante afin de pouvoir valider les données trouvées par l'expérience.

2.4 Application de la modélisation numérique pour la caractérisation de la rupture interlaminaire des matériaux composites

Avec l'avancement de la capacité des unités de calcul, il était judicieux d'y intégrer les méthodes numériques de calcul afin de pouvoir simuler et modéliser la rupture des matériaux composites. Actuellement les codes de calculs éléments finis incluent de plus en plus des notions de la mécanique de rupture. Parmi les techniques de modélisation on trouve la technique de fermeture virtuelle de la fissure (VCCT) qui permet de simuler la propagation d'une fissure existant déjà dans le matériau. On trouve aussi le modèle de zone cohésive (CZM) qui consiste à introduire un paramètre d'endommagement affectant les éléments formant le chemin de fissure.

2.4.1 Technique de fermeture virtuelle de fissure (VCCT)

La méthode VCCT stipule que l'énergie nécessaire pour ouvrir une fissure a d'une distance δa est égale à l'énergie nécessaire pour fermer cette même fissure [18]. La figure 14 illustre le fonctionnement de cette méthode sur une fissure maillée par des éléments à 4 nœuds. On a les forces de cisaillement et d'ouverture à la tête de fissure i ainsi que les déplacements en cisaillement et d'ouverture dans les nœuds l et l^* précédant le bout de fissure. Le taux de restitution d'énergie est calculé par le travail fait au bout de la fissure divisé par la surface créée. L'expression de G_I et G_{II} pour des éléments 2D à 4 nœuds sont données par Krueger [18] dans les équations (7):

$$\begin{aligned} G_I &= \frac{-1}{2 \cdot \Delta a} * Z_i * (w_l - w_{l*}) \\ G_{II} &= \frac{-1}{2 \cdot \Delta a} * X_i * (u_l - u_{l*}) \end{aligned} \quad (7)$$

X_i et Z_i sont les forces de cisaillement et d'ouverture au nœud i respectivement.

u_l, u_{l*} et w_l, w_{l*} sont les déplacements en cisaillement et d'ouverture aux nœuds l et l^* respectivement.

Δa est la longueur créée par l'ouverture de la fissure.

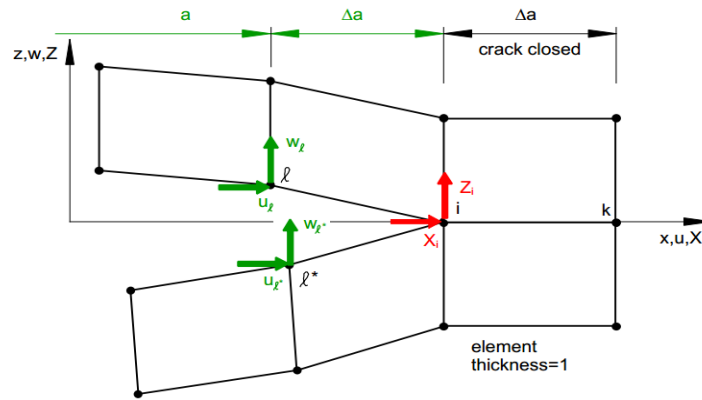


Figure 14 : VCCT pour un modèle 2D à 4 nœuds [18]

La technique VCCT permet de simuler la propagation de la fissure sous un chargement quasi-statique en mode mixte I et II. Le taux de restitution de l'énergie de déformation total G_T est

calculé par VCCT et est comparé à un critère de rupture expérimental. Il y a propagation de la fissure si l'énergie calculée est supérieure au critère qu'on note f [16].

Parmi les critères de propagation de la fissure on peut citer le critère linéaire qui suppose que le critère de rupture appelé f est une combinaison linéaire des taux de restitution des énergies de déformations (équation 8) ou le critère de Benzeggah-Kenane (équation 9) [16].

$$f = \frac{G_I}{G_{IC}} + \frac{G_{II}}{G_{IIC}} + \frac{G_{III}}{G_{IIIC}} \quad (8)$$

$$f = \frac{G_T}{G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic}) \cdot \left(\frac{G_{II}}{G_T}\right)^n} \quad (9)$$

2.4.2 Modèle de zone cohésive (CZM)

Les modèles de zone cohésive sont différents de la méthode VCCT du fait qu'il n'y a pas besoin de modéliser une pré-fissure dans le matériau. De surcroît, contrairement à la technique VCCT qui est basée sur la mécanique de la rupture, les modèles de zones cohésives sont basés sur la mécanique de l'endommagement [19]. En effet, un modèle de zone cohésive permet de modéliser l'amorçage et la propagation par le biais d'éléments d'interface implémentés sur l'endroit décrit comme un futur chemin de propagation de la fissure. Afin d'implémenter un modèle de zone cohésive, il nous faut deux paramètres relatifs au système modélisé. Ce sont la ténacité G_c et la contrainte de cohésion maximale σ_{max} [20], ou encore le déplacement de séparation maximal à l'interface δ_{max} .

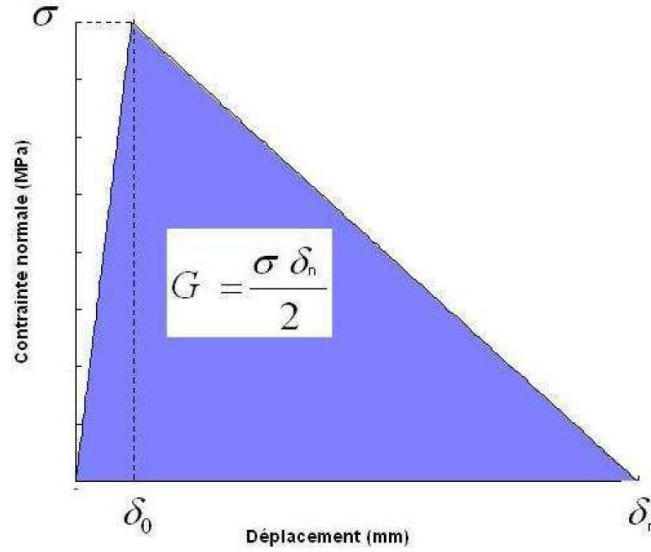


Figure 15 : Modèle de zone cohésive de Crisfield [20]

Le taux de restitution d'énergie de déformation critique est calculé en prenant la contrainte maximale (équation 10):

$$G_c = \frac{\sigma_{max} \cdot \delta_n}{2} \quad (10)$$

δ_n constitue le déplacement relatif pour lequel la contrainte est nulle à l'interface ayant subi une rupture. Il existe de nombreux modèles cohésifs qui se traduisent par des relations entre la traction T de surface et le saut de déplacement δ . On peut citer la loi bilinéaire, exponentielle et parabolique [21].

Les deux techniques détaillées ci-dessus ont chacune leurs avantages et leurs inconvénients qui les rendent plus adaptées à une application plutôt qu'à une autre. La première différence remarquée est le besoin de prendre en compte une fissure préliminaire et un chemin de fissuration pour simuler une propagation à l'aide de la technique VCCT. Cependant, un modèle CZM aura besoin juste de savoir le chemin de la fissure et permet de prédire l'initiation. En plus, VCCT ne prend pas en compte le type de contact entre les surfaces ce qui peut générer une interpénétration des éléments. Cet aspect est bien géré par la méthode CZM qui permet de mieux modéliser une rupture ductile en définissant une zone plastique qui se

dégrade progressivement entre les deux plis considérés car elle tient compte d'une variable d'endommagement.

La méthode CZM présente aussi des limitations quant à la difficulté de convergence numérique et de définition des paramètres adaptés pour le modèle. La technique VCCT demande une grande capacité de calcul mais elle permet de bien modéliser un phénomène de rupture fragile.

Des résultats de simulation de la propagation d'une fissure en mode I et II par VCCT feront l'objet du prochain paragraphe. Ce travail a été réalisé dans le cadre d'un stage Mitacs au sein de Bombardier où il était demandé d'utiliser le logiciel Ansys-APDL afin de générer les courbes force-déplacement par plusieurs méthodes en se basant sur le travail de Krueger [15]. Les détails des résultats ainsi que d'autres conclusions sur l'influence de la position du défaut sont détaillés dans le rapport de stage cité en annexe.

2.4.3 Résultats des travaux de modélisation numériques

Les travaux numériques ont été faits sur le logiciel de calcul par éléments finis Ansys (APDL) et en utilisant VCCT comme technique de calcul du taux de restitution d'énergie de déformation G et de simulation de la propagation de fissure. Ces travaux de modélisation portent sur la réalisation des courbes force-déplacement $P - \delta$ d'échantillons DCB et MMB par deux manières.

Cette approche est basée sur les travaux de Krueger [15] dont l'idée est de réaliser deux modèles équivalents. L'un simule la propagation automatique de fissure et permet de tracer la courbe force-déplacement tandis que l'autre simule un avancement progressif de la fissure en utilisant des éléments de contact et en augmentant manuellement pas à pas la dimension de la préfissure a_0 .

La première méthode qui est la technique VCCT se base sur le calcul de G et l'application d'un critère de propagation de la fissure tout en choisissant des éléments d'interface pour définir le chemin de fissure. La deuxième méthode se base sur l'application d'éléments de type contact tout au long du chemin de fissure. Le contact va être de type collé pour empêcher la propagation qui sera imposée manuellement en augmentant la préfissure a_0 . Pour chaque

valeur de a_0 on va calculer la valeur de G_T et de la force. Puis, on applique la formule (11) qui découle de la définition de la compliance et de G . Cela va permettre d'avoir un point critique (P_c, δ_c) . Les expressions de la compliance et du taux d'énergie de déformation [15] sont :

$$C_p = \frac{\delta}{P} \quad \text{et} \quad G = \frac{P^2}{2} * \frac{\partial C_p}{\partial A} \quad (11)$$

Si on applique la relation (11) pour le point critique où la valeur de G est égale à G_c et pour le point où G est égale à G_T on aura :

$$\frac{G_T}{G_c} = \frac{P^2}{P_c^2} \Rightarrow P_c = P * \sqrt{\frac{G_c}{G_T}}, \quad \frac{\delta_c}{2} = \frac{\delta}{2} * \sqrt{\frac{G_c}{G_T}} \quad (12)$$

Cette démarche est refaite pour plusieurs valeurs de a_0 et de déplacement appliqué. L'association des points critiques reproduira la courbe force-déplacement.

Ces deux méthodes ont donné des courbes assez rapprochées notamment pour le mode I et mode mixte I & II. Les figures 16 et 17 montrent les modèles d'éléments finis associés.

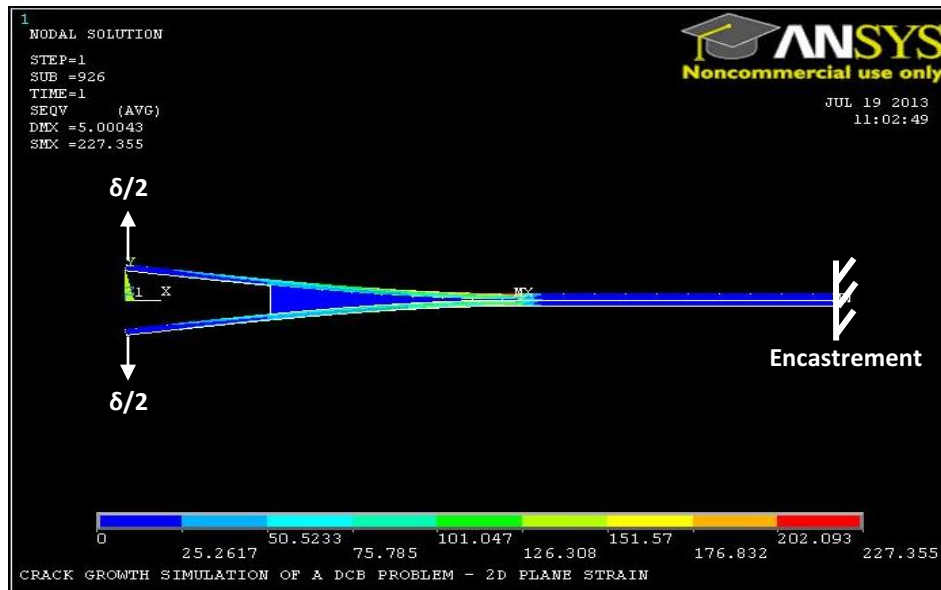


Figure 16 : Modèle d'éléments finis pour l'essai DCB

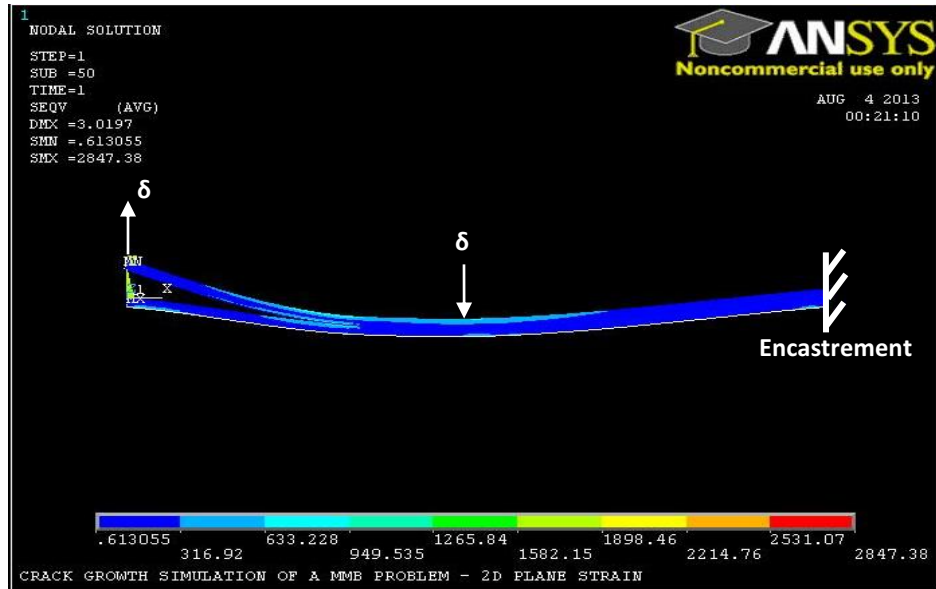


Figure 17 : Modèle d'éléments finis pour l'essai MMB

Les résultats pour l'essai DCB sont présentés dans le graphique sur la figure 18. Les deux méthodes décrites auparavant ont été exploitées pour réaliser les courbes force-déplacement. La méthode des poutres [14] a été utilisée aussi pour fin de comparaison.

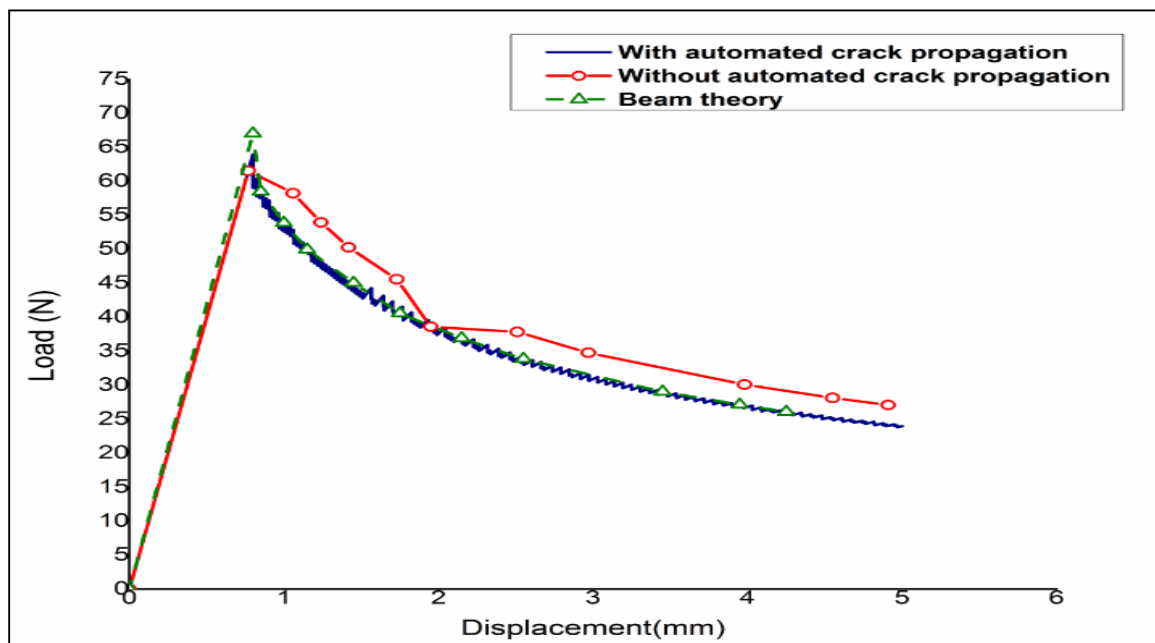


Figure 18 : Comparaison entre les courbes force-déplacement par trois méthodes de calcul pour un échantillon DCB

La première observation de la figure 18 montre que les courbes affichent un bon rapprochement. La valeur maximale de la force sur la courbe varie de 68 N (théorie des poutres) jusqu'à 63 N par la méthode de Krueger. La figure 19 montre les courbes force-déplacement pour un échantillon MMB pour lequel on suit la même démarche. Les valeurs maximales assez élevées vu que l'essai MMB fait intervenir une composante de mode II généralement importante. Les dimensions des échantillons DCB et MMB ainsi que les données matériaux ont été identiques à celles prises par Krueger [15].

Cette méthode peut s'avérer utile dans notre cas pour les échantillons avec défaut artificiel intégré. Elle peut donner une approximation de la valeur maximale (en statique) à partir de laquelle le défaut commence à se propager.

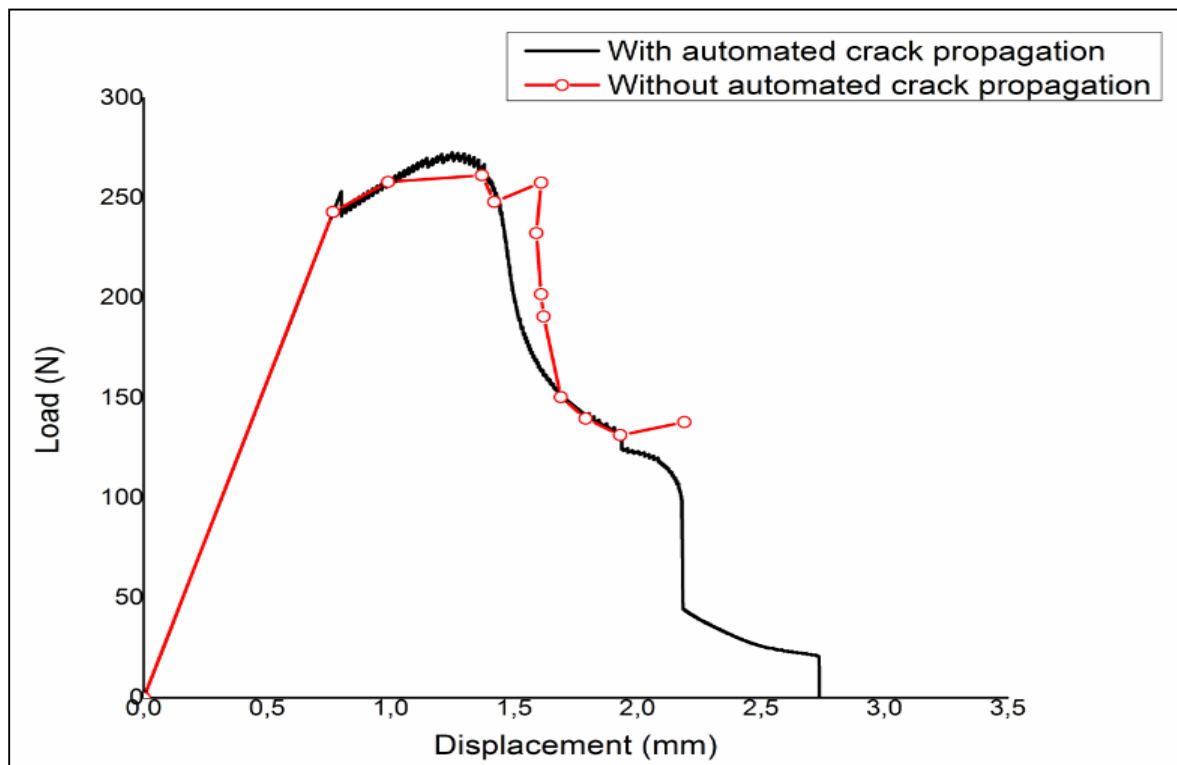


Figure 19 : Courbes forces déplacement par deux méthodes distinctes pour le mode mixte

Les résultats et les programmes APDL pour simuler le mode I et le mode mixte sont décrits dans le rapport de stage Mitacs disponible dans l'annexe.

Le paragraphe précédent a mis la lumière sur la mécanique de rupture comme approche importante pour comprendre les phénomènes de rupture interlaminaire dans un composite stratifié. En effet, chaque rupture interlaminaire dans le composite est l'association d'un ou plusieurs modes de rupture à savoir : mode I, mode II, mode III ou mode mixte. Les travaux de modélisation numérique réalisés ainsi que la méthodologie utilisée constitueront une base pour les prochains travaux de modélisation de la propagation du dommage artificiel au sein des échantillons du projet. En effet, les travaux futurs peuvent utiliser ces résultats et méthodologie afin d'avoir un seuil de la force à partir de laquelle il y aura début de propagation de la fissure autour du défaut. L'usage de la technique VCCT permettra aussi d'estimer les valeurs des taux de restitution des énergies de déformation autour du défaut afin de comprendre les mécanismes de ruptures prépondérants lors d'un essai quasi-statique.

Chapitre 3 ÉTAT DE L'ART : ONDES DE LAMB ET SURVEILLANCE DE L'ENDOMMAGEMENT PAR ÉMISSION ACOUSTIQUE

Le présent paragraphe portera sur les techniques de contrôle non destructif en général et se focalisera sur les techniques et notions utilisées dans ce travail de recherche à savoir la théorie des ondes de Lamb et l'émission acoustique. On va aussi parler succinctement des méthodes ultrasoniques de contrôle puisqu'elles ont été utilisées pour mesurer la propagation d'un défaut artificiel suite un chargement cyclique en fatigue. La théorie des ondes de Lamb et des courbes de dispersion seront abordées puisque le matériau testé est un composite stratifié mince. Cela aidera à comprendre la propagation des ondes de plaques générées par le matériau composite testé en fatigue sous forme d'onde d'émission acoustique. A la fin de cette partie, on détaillera la méthode de contrôle par émission acoustique qui constitue la base de ce travail de recherche en passant par les notions fondamentales, les méthodes d'analyse de données EA et la localisation des sources d'endommagement par EA.

3.1 Techniques de contrôle non destructif pour les matériaux composites

Les techniques de contrôle non destructif se présentent comme des moyens d'inspection de l'état de santé des matériaux. Ces techniques nous permettent de contrôler et évaluer l'état de santé des pièces après fabrication mais aussi de comprendre leur comportement en service et ainsi prédire leur durée de vie et planifier leur maintenance. Cela passe nécessairement par la compréhension de leur processus d'endommagement [22].

Parmi les méthodes de contrôle non destructives adaptées aux matériaux composites on peut citer la radiographie par rayon X, la tomographie, les méthodes basées sur les jauges de déformation, les méthodes ultrasoniques, les méthodes optiques ainsi que les méthodes basées sur la vibration [22].

Les méthodes ultrasoniques concernent la classe de techniques utilisant une antenne (émetteur/récepteur) qui génère et reçoit une onde ultrasonique qui traverse le milieu et donne une représentation 1D, 2D ou 3D des éventuels défauts au sein du matériau. Les méthodes ultrasoniques les plus connues sont le A-scan, le B-scan et le C-scan.

Les méthodes basées sur la vibration haute fréquence sont classées en trois sous catégories :

- Méthodes actives se basant sur l'excitation des structures par une source extérieure et l'analyse de sa réponse modale.
- Méthodes passives se basant sur l'utilisation de capteurs piézoélectriques qui transforment les ondes de déformation élastiques générées au sein du matériau en des signaux électriques. On parle ici de **l'émission acoustique**.
- Une autre variante consiste à générer des ondes ultrasoniques dans la structure et d'analyser son écho lorsqu'elles traversent le matériau. Les **ondes de Lamb** constituent un moyen de contrôle non destructif intéressant notamment dans le cas des plaques minces en composite.

3.2 Méthodes ultrasoniques

Ces méthodes se basent sur la technique d'antennes multi-éléments. Ces antennes sont à base de transducteurs ultrasons utilisés à la fois comme émetteurs et récepteurs [23]. En effet, une sonde multi-éléments est un transducteur qui est constitué de plusieurs éléments de manière à ce que l'impulsion de sortie de chaque élément peut être excitée successivement et temporisée de manière à produire des interférences constructives et ainsi réaliser une image des éventuels défauts au sein de la structure [23]. Les éléments de l'antenne sont excités avec un certain retard et sont pulsés par groupe allant de 4 à 32 éléments (Figure 20). Les échos sont reçus et sommés par les éléments ou groupes d'éléments avec un temps de retard. L'information reçue peut être représentée selon plusieurs formats à savoir : A-Scan, B-Scan, C-Scan ou S-Scan.

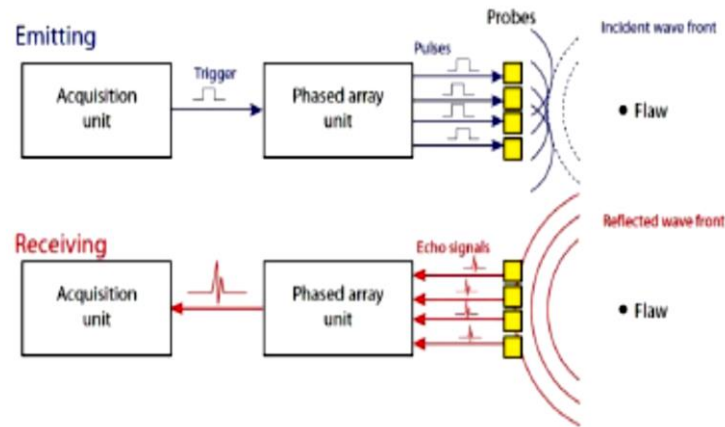


Figure 20 : principe de la méthode d'antenne multi-éléments (phased-array)

3.3 Théorie des ondes de Lamb et courbes de dispersion dans un composite stratifié

Dans cette partie on va introduire la théorie des ondes de Lamb ainsi que les méthodologies utilisées pour réaliser les courbes de dispersion pour un composite laminé. L'introduction de cette partie est nécessaire afin de bien comprendre les phénomènes de propagation des ondes d'émission acoustique générées dans un échantillon mince au cours des essais de fatigue.

3.3.1 Théorie des ondes de Lamb

Les ondes de Lamb appelées aussi ondes de plaque sont découvertes par H. Lamb [24] et elles sont engendrées par la propagation des ondes longitudinales et transversales au sein des plaques. Ces ondes de plaques sont dispersives ce qui revient à dire que leur vitesse de phase et vitesse de groupe dépendent de la fréquence et de l'épaisseur [25]. Dans les ondes de Lamb on distingue plusieurs familles d'ondes qu'on appelle modes de propagation :

a)- Les ondes polarisées dans le plan perpendiculaire à la plaque sont les ondes symétriques et antisymétriques :

Modes symétriques (S_0, S_1, \dots) : Les déplacements de chaque face sont symétriques par rapport au plan médian de la plaque (figure 21).

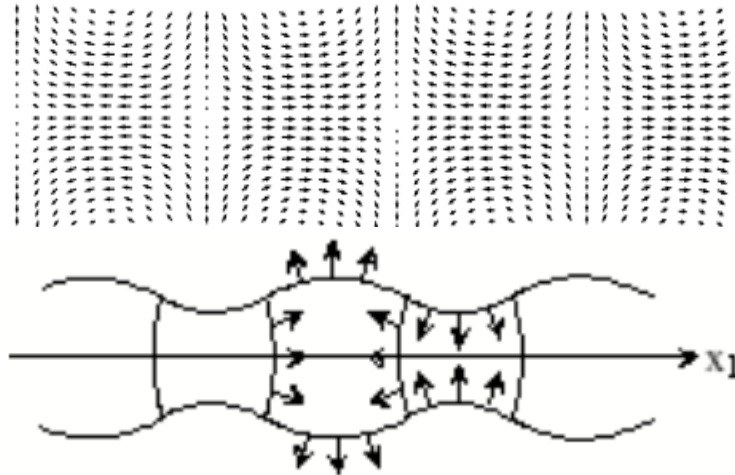


Figure 21 : Mode de propagation symétrique S_0 [25]

Modes antisymétriques (A_0, A_1, \dots) : les déplacements de chaque face sont antisymétriques par rapport au plan médian de la plaque (figure 22).

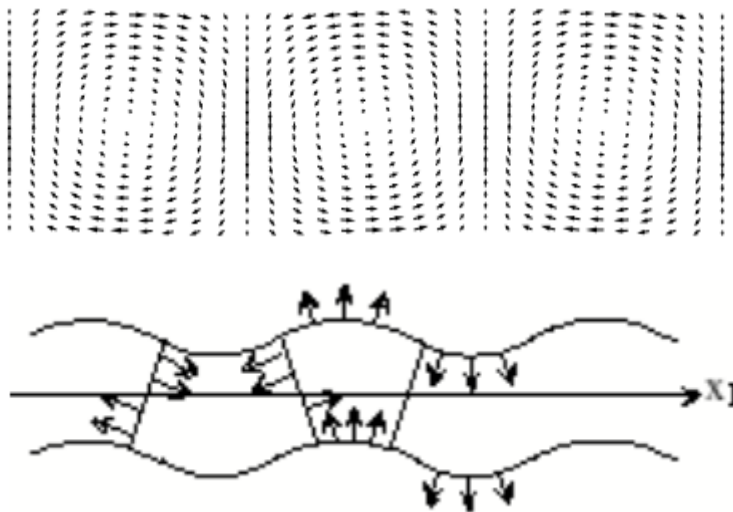


Figure 22 : Mode de propagation antisymétrique A_0 [25]

b)- Les ondes polarisées dans le plan de la plaque sont les ondes de cisaillement horizontal qu'on note SH. Ce sont des ondes dont les modes de propagation symétriques sont notés par SH_n avec n pair ainsi que les modes antisymétriques par SH_m avec m impair [26].

Afin de mettre en évidence le caractère dispersif des ondes de Lamb dû à l'effet du guide d'ondes, il est indispensable de calculer les courbes de dispersion. Ces courbes représentent les vitesses de phase et de groupe en fonction de la fréquence ou du produit fréquence – épaisseur de la plaque. Les ondes de Lamb sont caractérisées par:

- La complexité des modes de propagations : un paquet d'onde est le résultat de l'interaction de trois modes de propagation [27].
- Le nombre de modes augmente lorsqu'on travaille en hautes fréquences [27].
- Les ondes de Lamb interagissent avec un défaut. Cette interaction peut causer une réflexion, transmission mais aussi la conversion d'un mode incident en plusieurs modes [27].

Monnier [28] a expliqué les équations régissant la propagation des modes symétriques (équation 13) et antisymétriques (équation 14) dans une plaque isotrope :

$$(k^2 - q^2)^2 \cdot \tan\left(q \frac{d}{2}\right) + 4k^2 p q \cdot \tan\left(p \frac{d}{2}\right) = 0 \quad (13)$$

$$(k^2 - q^2)^2 \cdot \cotan\left(q \frac{d}{2}\right) + 4k^2 p q \cdot \cotan\left(p \frac{d}{2}\right) = 0 \quad (14)$$

Les paramètres dans les équations (13) et (14) sont donnés par :

$$p^2 = k_L^2 - k^2 \text{ et } q^2 = k_T^2 - k^2$$

Tels que : k_L , k_T sont les nombres d'ondes longitudinales et transversales respectivement.

Le paragraphe suivant résumera les différentes approches pour décrire la propagation des ondes de Lamb dans un composite stratifié.

3.3.2 Courbes de dispersion pour la propagation des ondes de Lamb dans un composite stratifié

La propagation des ondes de Lamb dans une plaque composite multicouches dépend des propriétés du matériau ainsi que de la direction de propagation et les conditions aux interfaces entre deux couches. Les méthodes élaborées dans la littérature consistent généralement en deux approches théoriques, la première se base sur la théorie d'élasticité 3-D et la deuxième moins précise se base sur la théorie des plaques.

L'approche cherche globalement à exprimer dans une matrice dite matrice de transfert, les déplacements et contraintes à la surface inférieure d'une couche en fonction de ces mêmes grandeurs à la surface supérieure de la couche. Coupler les matrices de chaque couche successivement permet de décrire les champs de déplacements et de contraintes du système total, en tenant compte des conditions aux limites et aux interfaces entre couches et sur les surfaces libres du laminé.

Nayfeh et Chimenti [29] ont donné les relations de dispersion dans un composite multicouches. Nayfeh [30] a même établi une matrice de transfert qui permet d'obtenir les courbes de dispersion dans les laminés. Ces travaux ont seulement obtenu les relations pour les vitesses de phase et non les vitesses de groupe. Ce point a été traité par Liu et Xi [31] qui ont donné une solution approchée de la vitesse de groupe en considérant des fonctions d'interpolation quadratiques.

Le travail de Lei et Yuan [26] a mis en place des équations de dispersion pour les vitesses de groupe pour un simple lamina monoclinique puis il a utilisé les méthodes de la matrice de transfert et matrice d'assemblage pour les établir pour tout le stratifié en prenant en compte les conditions aux surfaces libres et de continuité de contraintes et déplacements aux interfaces entre les plis.

La figure suivante montre un exemple des courbes de dispersion d'un composite carbone/époxy de séquence d'empilement $[0_4/90_4/-45_2/45_4/-45_2]$. On remarque que pour ce matériau les modes de propagation d'ordre 1 (A_1 et S_1) apparaissent aux environs de 40 kHz et que le mode de flexion A_0 est peu dispersif par rapport au mode S_0 [32].

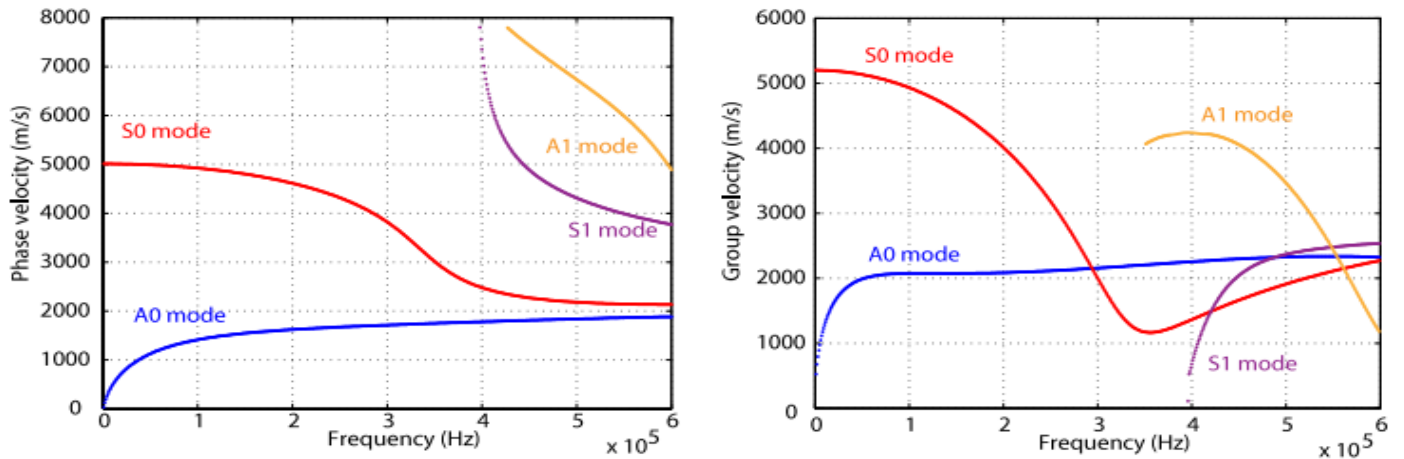


Figure 23 :Exemple de courbes de dispersion vitesse de phase et vitesse de groupe dans la direction 0° pour une plaque composite de configuration $[0_4/90_4/-45_2/45_4/-45_2]_s$, [32]

3.3.3 Courbes de dispersion pour la propagation des ondes de Lamb dans le matériau composite testé

Dans le cas de notre étude, un programme Matlab développé par le Groupe d'Acoustique de l'Université de Sherbrooke permettra d'approximer les courbes de dispersion vitesse de phase et vitesse de groupe. Ensuite, on va se servir d'un vibromètre Laser afin de valider les courbes trouvées par Matlab. Cette démarche a comme but d'approximer la vitesse de propagation des ondes dans le stratifié testé. Le dispositif expérimental utilisé est illustré sur la figure 24.

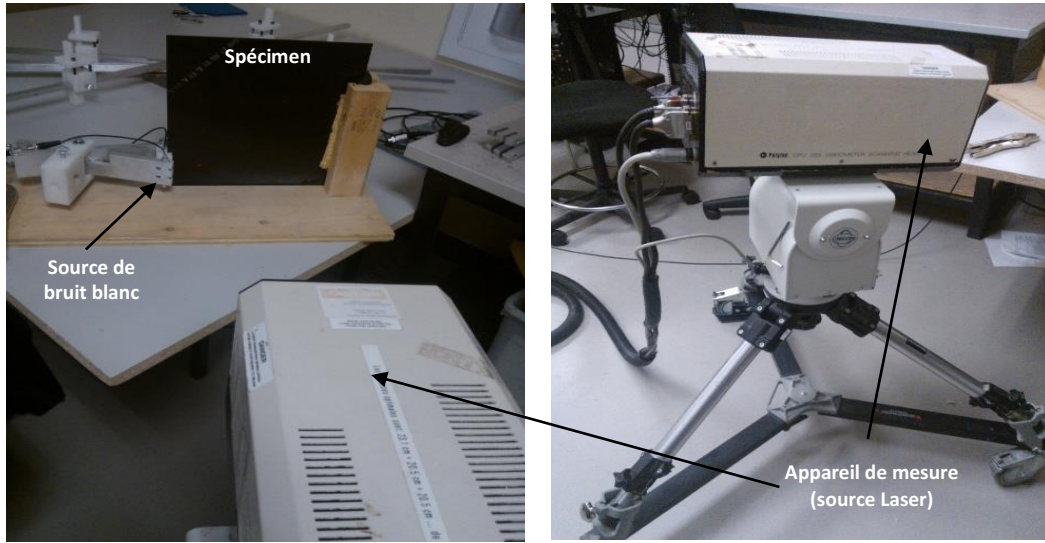


Figure 24 : Dispositif de mesure par vibromètre au laser

La méthode expérimentale utilisée permet de générer des déplacements sur la plaque tout en réalisant des mesures sur un nombre de points équidistants dans une direction donnée des fibres. Cette technique permet de séparer les modes d'un paquet d'onde de Lamb se propageant dans la plaque. En pratique, une transformée de Fourier 2D est appliquée sur l'onde se propageant dans la plaque en passant par les différents points de mesures. L'onde envoyée à la source est sous forme d'un bruit blanc. Premièrement, une transformée de Fourier permet de trouver les spectres des ondes à chacun de ces positions. Puis, à une fréquence donnée, on réalise une transformée de Fourier spatiale ce qui nous permet d'avoir une information sur la valeur de l'amplitude, le nombre d'onde et la fréquence d'un mode séparé. Ainsi, dans une plage fréquentielle choisie on peut construire la courbe de dispersion vitesse de phase [33]. L'expression de la transformée de Fourier 2D s'écrit :

$$H(k, f) = \int_{-\infty}^{+\infty} \int_{-\infty}^{+\infty} u(x, t) e^{-(kx + \omega t)} dx dt \quad (15)$$

Wavelength λ (mm)

$U(x,t)$ est la fonction décrivant le déplacement de la surface de la plaque, ω étant la fréquence angulaire et k le nombre d'onde défini comme le rapport de cette fréquence angulaire sur la vitesse de phase. La figure 25 montre le résultat trouvé expérimentalement pour la courbe de dispersion vitesse de phase dans la direction 0° des fibres. On remarque que juste le mode A_0 est trouvé par cette méthode ce qui peut être interprété par la sensibilité du vibromètre qui capte particulièrement le déplacement hors phase

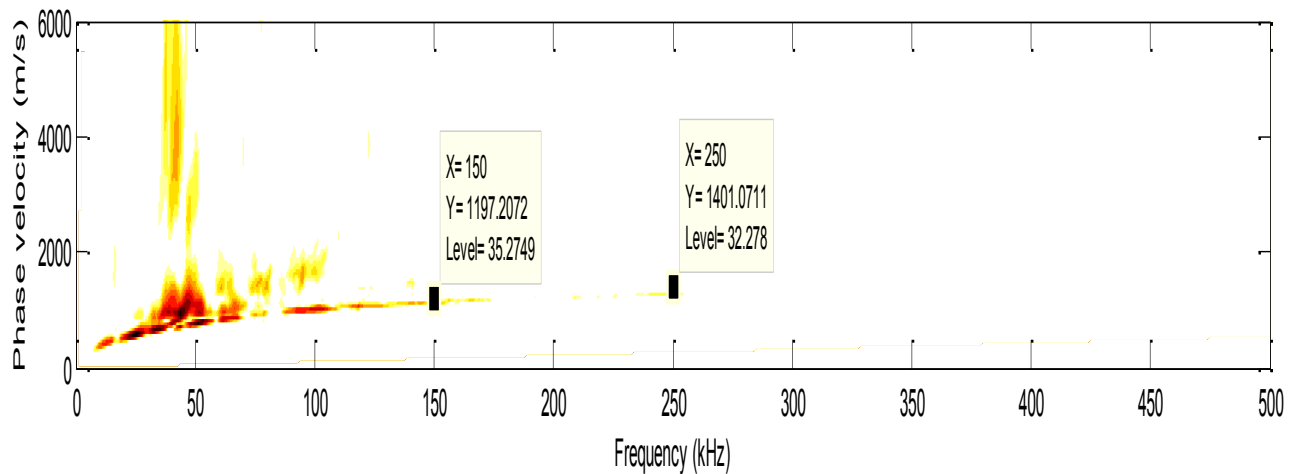


Figure 25 : Résultat expérimental de la courbe de dispersion vitesse de phase du matériau testé dans la direction 0°

L'étape suivante est de modéliser le composite tissé à l'aide du logiciel CompositePro, pour cela on a modélisé une couche tissée par la superposition d'un pli de 0° et un autre de 90° . Les propriétés du stratifié trouvées ont été rentré dans un code Matlab réalisé par Pierre-Claude Ostiguy et Nicolas Quagebeure du laboratoire GAUS pour générer numériquement les courbes de dispersions vitesse de phase et de groupe. La figure 26 montre le résultat numérique de la courbe de dispersion vitesse de phase du matériau dans la direction de propagation 0° .

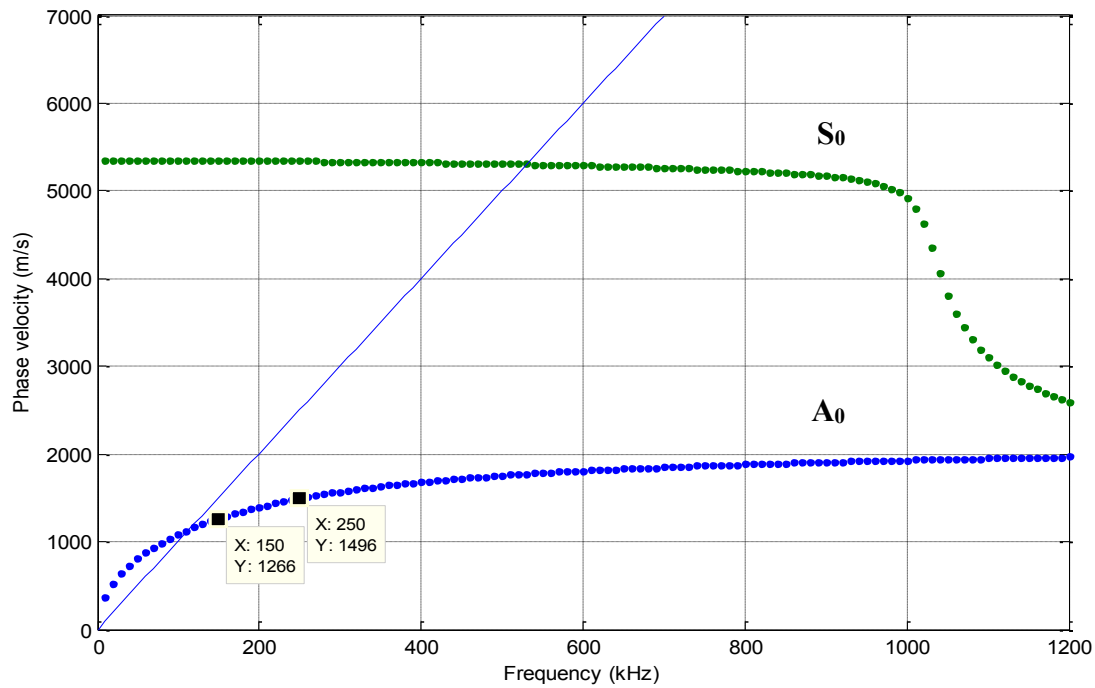


Figure 26 : Résultat numérique de la courbe de dispersion vitesse de phase du matériau testé selon la direction 0°

On remarque qu'en dessous de 500 kHz les courbes de dispersions numériques et expérimentales sont proches comme le montre les valeurs des vitesses du mode antisymétrique à 150 kHz et 250 kHz. La figure 27 montre les vitesses de groupe qui sont utilisées pour la localisation des sources d'émission acoustique. On remarque dans cette courbe que la plage fréquentielle de 100 kHz à 600 kHz est caractérisée par une faible dispersion d'où l'utilisation de l'algorithme de localisation PAC basé sur le premier dépassement du seuil (first threshold crossing).

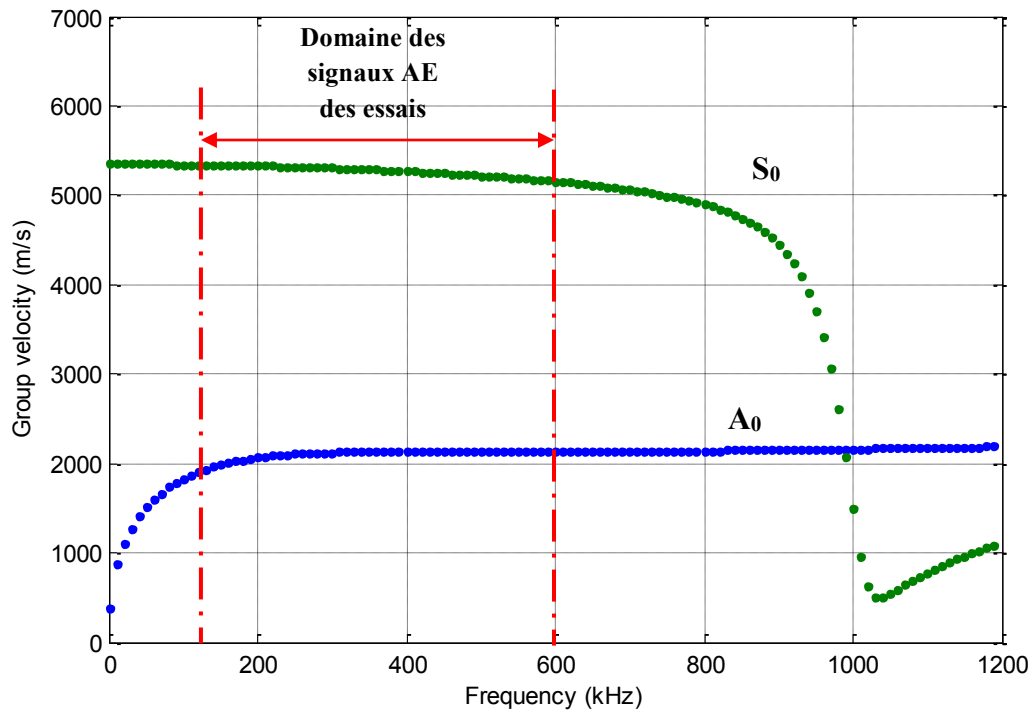


Figure 27 : Résultat numérique de la courbe de dispersion vitesse de groupe du matériau testé selon la direction 0°

La valeur de vitesse choisie pour les essais a été sélectionnée en tenant compte de ces résultats mais aussi des valeurs de vitesse trouvées par mine de crayon. Les valeurs suivant les directions 0° et 90° sont quasiment similaires et sont égales à 5000 m/s.

3.3.4 Atténuation des ondes de Lamb propagées dans un composite

L'atténuation est définie comme la dissipation de l'énergie de l'onde propagée avec la distance qu'elle parcourt et se manifeste par la diminution de la magnitude du signal représentant l'onde [34].

La dissipation de l'énergie augmente lorsque le matériau contient un endommagement, une inhomogénéité sous la forme d'un raidisseur par exemple. L'atténuation des ondes de Lamb est quantifiée par le coefficient d'atténuation et est égale à la perte de puissance par unité de

distance. Dans le cas des matériaux composites on remarque que les ondes de Lamb se propagent plus loin dans des composites à fibre de carbone que dans les composites à fibre de verre [34]. Concernant les modes de propagation, le mode S_0 se propage plus loin que le mode A_0 . En effet, le mouvement hors plan qui caractérise le mode A_0 contribue à la perte d'énergie de l'onde et à sa haute atténuation par rapport au mode S_0 dont le mouvement dans le plan des particules reste confiné dans la plaque et diminue la perte d'énergie [34].

Le tableau suivant contient les coefficients d'atténuation pour des composites tissés en fibre de carbone ayant 8 et 10 plis :

Tableau 1 : Coefficients d'atténuation pour les modes S_0 et A_0 pour un composite tissé à fibre de carbone (8 et 10 plis)

Séquences	Mode excité	Fréquence d'excitation	Coefficient d'atténuation en (mm^{-1})	Distance en mm de chute de 10% de l'amplitude initiale
8 plis	S_0	250 kHz	0,0014	1700
10 plis	A_0	285 kHz	0,027	85

De surcroît, les ondes de Lamb se propageant dans un composite de dimension 100mm*100mm et ayant un endommagement de diamètre 7 mm subissent une atténuation d'environ 52% de leur magnitude initiale [34]. Cela peut rejoindre notre cas d'étude dans lequel on utilise des échantillons avec un défaut artificiel sous forme d'un film de téflon 12,7mm*12,7 mm.

Des mesures d'atténuation pour le matériau composite utilisé ont été effectuées pour pouvoir estimer la chute de l'amplitude des ondes traversant l'échantillon d'essai. Ces mesures servent aussi à fixer la position idéale des capteurs d'émission acoustique sur les échantillons des essais statiques et de fatigue. Les résultats trouvés sont mis dans le chapitre des travaux de calibration.

Ayant récolté suffisamment d'informations sur la propagation des ondes de Lamb, on peut alors aborder la partie la plus importante qui est la surveillance de l'endommagement par la technique de l'émission acoustique. Dans cette partie, il s'agit de mettre en place les notions

de base d'EA à savoir la chaîne d'acquisition, les paramètres de réglage et les paramètres mesurés.

3.4 Méthode de surveillance par émission acoustique : Principe, chaîne d'acquisition et paramètres de mesure

3.4.1 Principe de l'émission acoustique et chaîne d'acquisition

L'Émission Acoustique décrit le processus qui consiste à libérer l'énergie élastique stockée dans un matériau sous chargement. Cette énergie est libérée sous forme d'ondes élastiques transitoires (Norme ASTM EN 1330-9). Cette libération d'énergie peut provenir de différentes sources à savoir : les endommagements au sein du matériau, les frottements, la corrosion etc. La plage fréquentielle des signaux d'émission acoustique est montrée dans la figure 28.

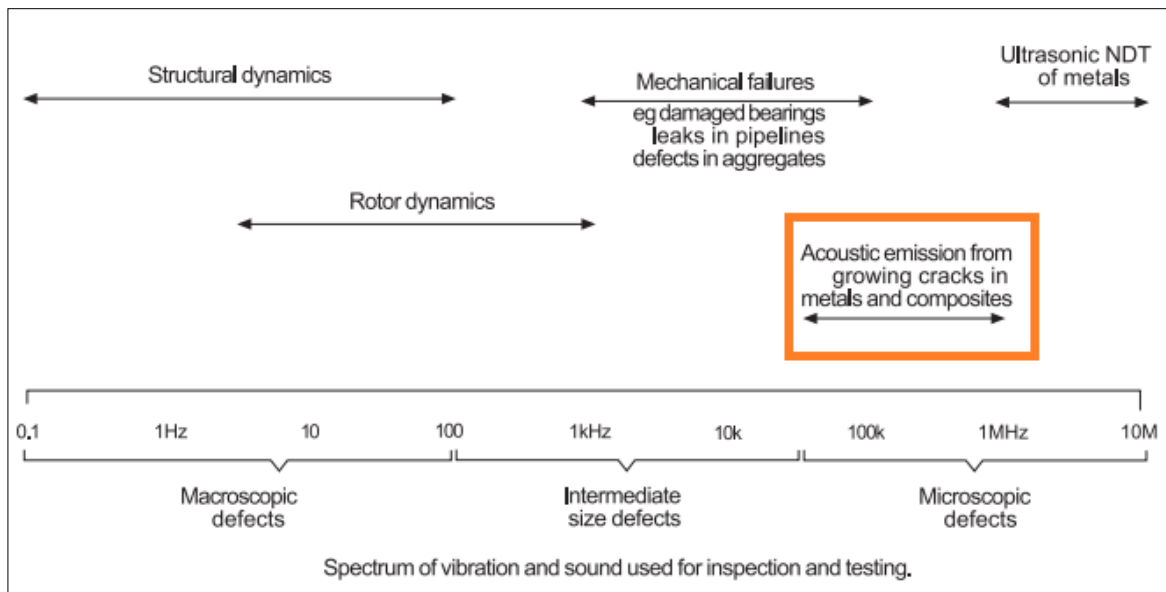


Figure 28: Domaine fréquentiel des signaux d'émission acoustique [35]

Dans notre étude on est intéressé par la plage [50 kHz – 2 MHz] qui concerne les phénomènes d'endommagement dans les matériaux composites [35].

Une chaîne d'acquisition allant d'un préamplificateur jusqu'au logiciel d'acquisition et de traitement est utilisée afin que le signal enregistré par le capteur soit le plus possible proche de l'onde élastique se propageant dans le matériau.

Une chaîne d'acquisition typique pour l'émission acoustique est formée par (figure 29) :

- un capteur piézoélectrique pour traduire l'onde physique en un signal électrique,
- un préamplificateur qui multiplie l'amplitude du signal électrique par un gain pouvant aller jusqu'à 80 dB,
- une unité d'acquisition et un logiciel de traitement et de calcul des paramètres acoustiques.

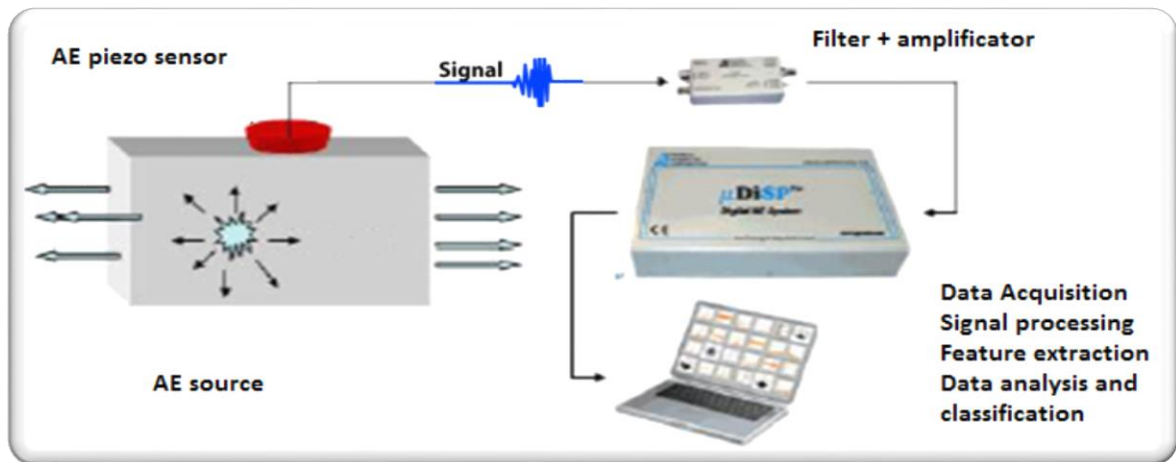


Figure 29 : chaîne d'acquisition et de traitement des signaux provenant de l'émission acoustique

3.4.2 Paramètres d'un signal acoustique

Un signal acoustique a généralement la forme générale montrée à la figure 30. Différents paramètres sont calculés pour ce signal parmi lesquels on cite [36]:

- **Hit** : c'est l'enregistrement d'un signal acoustique qui dépasse le seuil de détection (threshold) suite à un événement ayant lieu dans la structure.

- **Temps de montée** (rise time): temps depuis le premier dépassement du seuil jusqu'à la valeur maximale du signal.
- **Durée** : c'est le temps entre le premier dépassement du seuil et le dernier.
- **Nombre de dépassements** (counts) : c'est le nombre de dépassements en montée du signal au-dessus du seuil de détection pendant la durée du signal.
- **Energie** : c'est l'intégrale du signal rectifié sur la durée du hit qui n'est autre que le carré du signal. Son unité est $\mu\text{V.s/count}$.
- **Fréquence moyenne** (Average frequency) : c'est le nombre de dépassements d'un signal EA divisé par sa durée et exprimée en kHz.
- **Amplitude** : c'est l'amplitude du signal acoustique en décibels (dB ou dBae) qui est calculée par la formule : $A(\text{dB}) = 20\log_{10}\left(\frac{V_{\text{max}}}{V_{\text{réf}}} - \text{gain du préamp}\right)$

La valeur de la tension de référence $V_{\text{réf}}$ dépend de la valeur du préamplificateur utilisé. Dans le cas d'une amplification à 40 dB, $V_{\text{réf}} = 1 \mu\text{V}$.

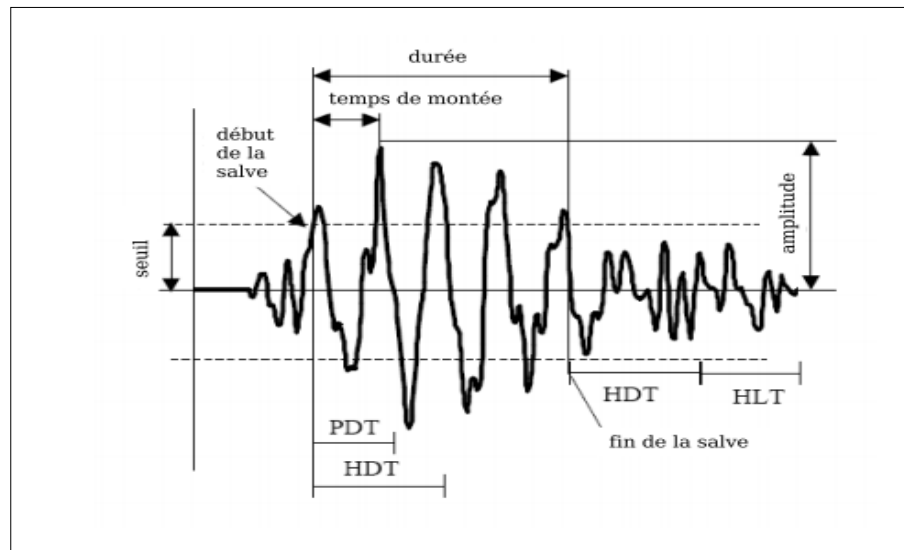


Figure 30 : Paramètres d'acquisition d'un signal acoustique [37]

Le calcul des paramètres précédents dépend fortement des paramètres de définition du hit qui sont le seuil de détection, le HDT (Hit Definition Time), le PDT (Peak Definition Time) et le HLT (Hit lockout Time) (figure 30).

- **Seuil de détection** (threshold) : ce seuil en dB définit la valeur minimale du signal acoustique en dessous de laquelle ce signal n'est pas enregistré. Elle est choisie de manière à ne pas capter le bruit généré par le dispositif (bruit mécanique et électronique).
- **Le temps de définition du hit** (Hit definition time HDT) : définit le temps maximum après le dernier dépassement du signal au bout duquel un hit est fini si il n'y avait pas eu lieu un nouveau dépassement du seuil. Si le HDT est très petit alors il y a de fortes chances de considérer un hit comme plusieurs. Ce paramètre doit être choisi de manière à considérer un seul signal comme hit.
- **Le temps de définition du Pic** (Peak definition time PDT) : définit le temps au bout duquel la valeur maximale du signal sera atteinte.
- **Le temps de verrouillage** (Hit lock-out time HLT): après l'enregistrement d'un hit le temps HLT définit le temps d'attente avant l'acquisition d'un nouveau hit.

Une des difficultés liées à l'utilisation de l'émission acoustique en fatigue est le grand nombre de signaux (hits) enregistrés ainsi que la grande quantité de données d'EA. Des signaux de bruit vont être inclus dans l'ensemble. C'est pour minimiser la présence de ces signaux qu'une patte absorbante a été appliquée sur la jonction agrippes/échantillons afin de minimiser le bruit mécanique. Il est aussi essentiel de bien choisir la valeur du seuil d'acquisition et d'utiliser des méthodes de filtrage des données EA afin de minimiser les signaux indésirables et garder ceux révélateurs d'un endommagement.

3.5 Méthodes d'analyse des données d'émission acoustique

L'émission acoustique est une technique de contrôle qui présente plusieurs avantages pour le monitoring des structures composites stratifiées. En effet, c'est une technique qui permet de distinguer entre les sources d'endommagement et d'en étudier l'initiation et la propagation [35]. L'émission acoustique permet aussi de localiser les sources d'endommagement au sein du matériau composite.

Vu le grand nombre d'informations (signaux et paramètres) données par la chaîne d'émission acoustique lors du suivi d'un essai mécanique, Il est essentiel d'utiliser des méthodes permettant l'exploitation de ces informations. On peut distinguer trois méthodes d'analyse des données d'EA. La première méthode utilise un ou plusieurs paramètres temporels ou fréquentiels en essayant de les corrélérer pour distinguer les mécanismes de rupture, on parle d'**analyse paramétrique conventionnelle**. Une autre technique fait appel à des techniques statistiques de classification comme la reconnaissance des formes et la méthode des réseaux de neurones. On va nommer ces classes de techniques comme étant des techniques d'**analyse statistique multivariées** [37].

Il existe une troisième méthode qui donne plus d'importance à l'aspect propagation de l'onde dans le milieu et vient affiner les deux techniques d'analyse citées précédemment. Cette méthode utilise la séparation des modes propagés. Elle s'appelle l'**analyse acoustique modale** [38]. Ce moyen donne de meilleurs résultats lorsqu'on cherche à localiser les sources d'émission acoustique.

3.5.1 Analyse paramétrique conventionnelle

L'amplitude a été pris comme paramètre de référence dans la classification des modes de ruptures des composites stratifiés. Chen [39] a classé les modes d'endommagement d'un composite à fibre de carbone soumis à des essais de flexion et de traction. Il a trouvé que les phénomènes provenant de la fissuration de la matrice ont des amplitudes comprises entre 60 dB et 80 dB alors que les signaux générés par la rupture des fibres sont de plus grandes amplitudes : 70 dB à 90 dB.

Kim et al. [40] ont fait des essais de mise en charge successives sur les composites à fibres de carbone et à matrice polymère à plis croisés [0/90]. L'intervalle d'amplitude (40 dB- 70 dB) a été assigné aux microfissurations de la matrice. Les signaux caractérisant la rupture des fibres ont une grande amplitude (60 dB- 100 dB).

Ceysson et al. [41] ont trouvé pour des essais de flexion sur un composite carbone/époxy une valeur moyenne de 50 dB pour les ruptures de matrice et 62 dB pour celles dues au délaminations.

Benzeggagh et Barre [42] ont étudié l'amplitude des signaux EA à la suite d'essais quasi-statiques et de fatigue. La fissuration de la matrice a été identifiée entre 40 dB et 55 dB, la décohésion fibre/matrice entre 60 dB et 65 dB et la rupture des fibres entre 85 dB et 95 dB.

Kotsitos [43] a étudié un composite verre/polyester en fatigue. D'après lui, l'amplitude des signaux EA engendrés par la fissuration matricielle est d'environ 40 à 55 dB. La délamination de 55 à 70 dB et la rupture du renfort au-delà de 80 dB.

Il faut indiquer que les résultats qui se basent sur l'amplitude comme paramètre de séparation des modes d'endommagement dépendent fortement de la nature des fibres et matrice. Cela a poussé les chercheurs à considérer d'autres paramètres d'émission acoustique dans leurs études à savoir la fréquence et la durée des signaux.

Giordano [44] a réalisé un essai de traction sur un composite avec une seule fibre de carbone. Il a appliqué la transformée de Fourier des signaux AE afin d'isoler le pic fréquentiel dû à la rupture de la fibre. Pour cela, il a utilisé un capteur résonnant autour de 290 kHz et un capteur large bande (60 kHz - 1 MHz). Le capteur résonnant sert à éviter les signaux dus au bruit électromécanique du dispositif expérimental. Il a trouvé que la rupture de fibre peut avoir une composante fréquentielle allant de 100 kHz à 400 kHz.

Ramirez [45] a étudié un composite verre/polypropylène en traction et a obtenu le classement suivant (rupture des fibres = hautes fréquences), (décohésion et délamination = fréquence intermédiaires), (rupture de la matrice = fréquences faibles).

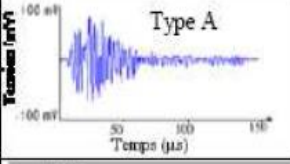
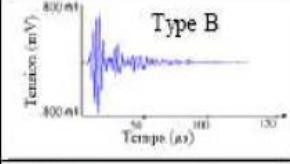
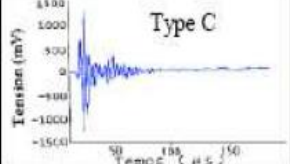
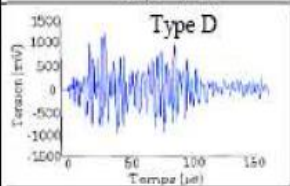
De Groot [46] a utilisé la transformée de Fourier à court terme sur des signaux acoustiques issus du test de traction et a trouvé que le contenu fréquentiel des signaux EA générés par la rupture de la matrice est compris entre 90 kHz et 180 kHz, dans l'intervalle [240 kHz – 310 kHz] pour la décohésion fibre matrice et 300 kHz pour les événements générés par la rupture de fibres. L'auteur a utilisé un capteur large bande de type WD de la société PAC.

Maslouhi [47] a trouvé le même classement fréquentiel pour les deux premiers modes de ruptures. Cependant, il a trouvé des différences quant à la rupture des fibres qui d'après lui se fait à des fréquences beaucoup plus hautes (680 kHz – 760 kHz).

On remarque alors que les intervalles d'amplitudes et de fréquences trouvés dépendent du cas d'étude. Néanmoins, La croissance des valeurs de l'amplitude et de la fréquence du signal provenant de l'endommagement garde généralement la même tendance à savoir une augmentation de la valeur de ces deux paramètres en allant de la fissure matricielle à celle des fibres. Cette démarche peut certainement être affinée si on tient compte d'autres paramètres d'EA dans l'analyse.

Huguet, Godin et al. [48] ont procédé à une analyse conventionnelle sur un composite à fibre de verre. L'étude inclut plusieurs paramètres à savoir : l'amplitude, le temps de montée, la durée et l'énergie des signaux EA. Pour favoriser la génération et l'enregistrement d'un signal venant d'un mécanisme particulier, l'auteur a considéré plusieurs configurations du matériau utilisé. Des essais ont été menés sur la matrice seule et sur un composite mono filamentaire afin de distinguer les signaux de rupture de la matrice et des fibres. Ensuite, Il a testé de composite ayant la configuration [45/90] et [0/90] pour trouver les signatures caractérisant respectivement la décohésion fibre/matrice et la délamination. Les résultats ont trouvé que la délamination est décrite par des signaux de très grande durée, un temps de montée lent et une grande énergie. Le tableau suivant classe les différents mécanismes en fonction des paramètres choisis.

Tableau 2 : caractéristiques des signaux : A(fissure de matrice), B(décohésion), C(rupture des fibres) et D(délamination) [48]

	Temps de montée	Durée du signal	Décroissance du signal	Type du signal	Forme du signal
Type A	Moyen	Moyenne	Lente	Résonnant	
Type B	Court	Moyenne	Courte	Impulsionnel	
Type C	Court	Courte	Courte	Impulsionnel	
Type D	Lent	Très longue	Lente	Résonnant	

Li [49] a utilisé une approche se basant sur l'énergie, l'amplitude et le nombre de dépassements des signaux EA pour séparer les modes d'endommagement en fatigue d'un câble composite carbone/polymère.

Dassios et al. [50] ont utilisé le temps de montée R_t pour caractériser les fissures causées par la tension et le cisaillement. La valeur de R_t est petite quand le dommage est généré par une ouverture en tension mais si R_t est grand alors il s'agit d'une fissure par cisaillement. Dans les composites laminés, ce processus a été généralisé à un nouveau coefficient R_a défini comme le rapport du temps de montée R_t sur l'amplitude du signal.

Aggelis [51] et Li [49] ont exploité ce même coefficient R_a ainsi que la fréquence moyenne. Les deux auteurs ont conclu qu'un changement significatif de la valeur R_a est relié au passage d'un endommagement dominé par des fissures transverses à l'apparition de la délamination.

Cette méthode est prouvée être sensible à l'évolution des mécanismes d'endommagement, c'est pour cela qu'elle a été formulée par une approche modale.

L'émission acoustique peut être combinée avec d'autres techniques de contrôle non destructif afin d'atteindre des résultats plus précises en termes de séparation des modes d'endommagement. Les résultats d'EA ont été corrélés à la thermographie infrarouge et à la mesure de la résistance électrique pour étudier l'évolution en fatigue d'un composite à renfort de carbone tissé soumis à fatigue [52].

Bouchrak [53] a utilisé le paramètre énergie pour décrire l'endommagement d'un composite à fibre de carbone soumis à des essais de fatigue tension-tension. Les résultats ont été confirmés par des mesures C-Scan et une analyse microscopique. Dans la même perspective, Braisaz et Kanouni [54] ont utilisé l'émission acoustique avec la technique de la corrélation d'images numériques pour suivre la dégradation du module longitudinal d'un composite. Il a été trouvé dans leur cas que l'endommagement autour d'un défaut artificiel commence à environ 50 % de la durée de vie en fatigue de l'échantillon.

La technique de la corrélation d'images numériques a été utilisée par Cuadra et al. [55]. Ils ont étudié le comportement en fatigue d'un composite et ont trouvé qu'il existe trois plages d'endommagement. En utilisant une classification basée sur l'amplitude et l'aspect fréquentiel des signaux. Les trois intervalles d'endommagement sont définis respectivement de (0 à 32%) de la durée de vie pour l'intervalle I, (32% à 84%) pour l'intervalle II et (>84%) pour l'intervalle III. Ces intervalles ont été trouvés par la visualisation de l'évolution de trois paramètres principaux à savoir : la rigidité résiduelle, la densité d'énergie dégagée au cours de l'essai de fatigue et l'énergie des signaux d'EA. La figure 31 illustre la corrélation entre l'évolution de l'énergie EA et la résistance résiduelle. La figure 32 montre la signature des signaux EA trouvés pour chaque intervalle sans avoir assigner un mécanisme de rupture particulier à chacun des intervalles.

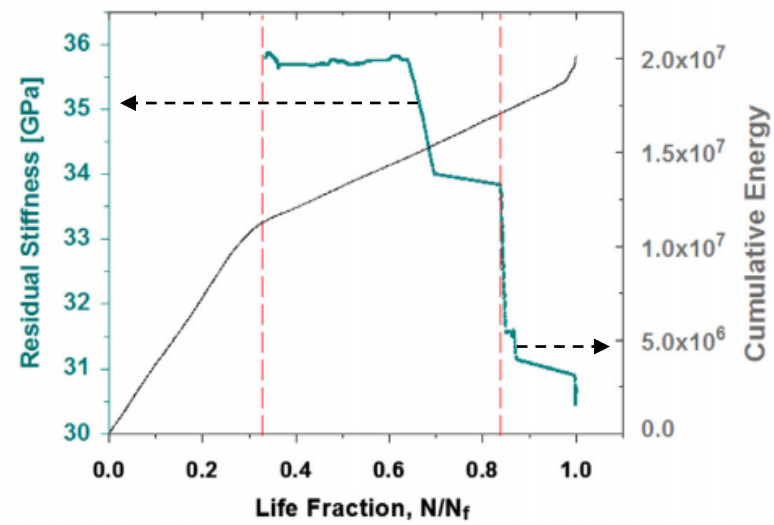


Figure 31 : Exemple de corrélation de l'énergie EA avec la dégradation de la rigidité résiduelle [55]

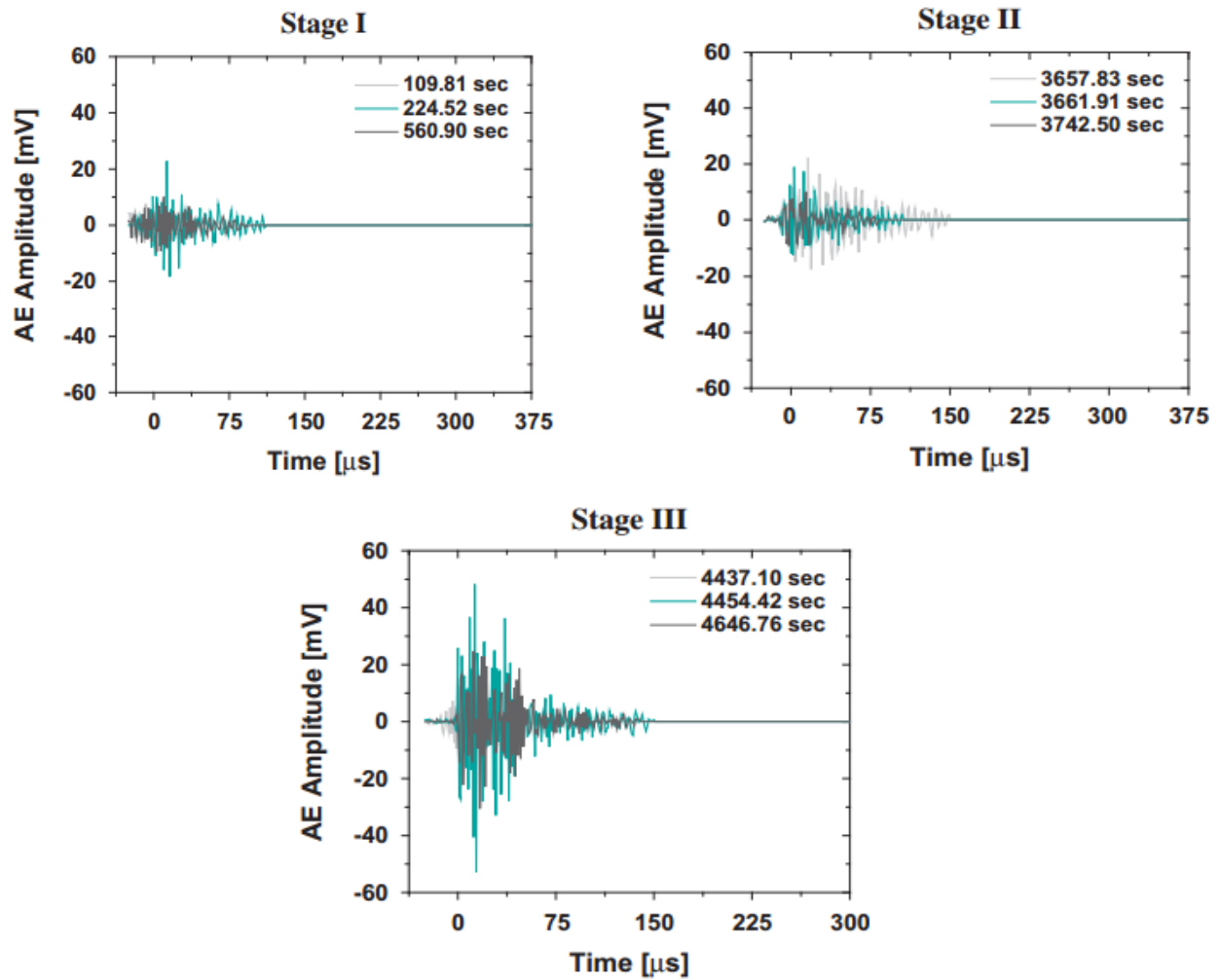


Figure 32 : Signatures des trois modes d'endommagement en fatigue [55]

3.5.2 Analyse statistique multivariable

L'analyse statistique multivariable permet de trouver des similitudes ou différences entre un groupe de données en analysant plusieurs paramètres à la fois. Ce type d'analyse appelé aussi reconnaissance des formes permet de décider de l'appartenance d'une donnée à un groupe qu'on appelle une classe. La reconnaissance des formes consiste d'une manière générale à définir les paramètres représentatifs de l'état du système, les différents états ou classes et la méthode de classification. Dans le cas des signaux issus des essais surveillés par EA, il s'agit donc après extraction des paramètres EA de choisir les paramètres les plus pertinents à étudier. Ensuite choisir le nombre de classes et puis l'application de l'algorithme de reconnaissance des formes [37]. La reconnaissance des formes a été utilisée pour classer les signaux d'EA semblables pouvant provenir d'un même mode d'endommagement.

Oliveira et al. [56] ont proposé une méthode de classification non-supervisée des signaux EA générés par un composite verre/polyester testé en traction. Les auteurs ont choisi douze paramètres à classer (temporels et fréquentiels). Six classes de signaux ont été trouvées par la méthode de K-moyennes et ont été liés aux différents mécanismes de rupture en montrant l'aspect modal de chaque mécanisme.

Il existe d'autres méthodes de reconnaissances de formes à savoir la méthode de coalescence floue (fuzzy C-means) et les méthodes basées sur les réseaux de neurones qui ne vont pas être détaillées dans ce travail.

3.5.3 Analyse modale

Surgeon et Weaver [38] montrent que la séparation des modes de propagation donne une idée sur les mécanismes d'endommagement. En utilisant deux capteurs, ils ont comparé entre les deux modes A_0 et S_0 dans chaque signal pour ensuite quantifier le contenu fréquentiel de chacun des modes. Il a été trouvé que la rupture de matrice donne des signaux à mode S_0 prépondérant ayant une haute fréquence et que cette fréquence augmente dès que le nombre de plis à 90° diminue dans l'empilement. La portion du mode A_0 dans ces signaux est petite avec une basse fréquence. La figure suivante montre les deux modes d'un signal issu d'une

fissuration de la matrice pour un composite unidirectionnel à base de carbone/époxy (figure 33).

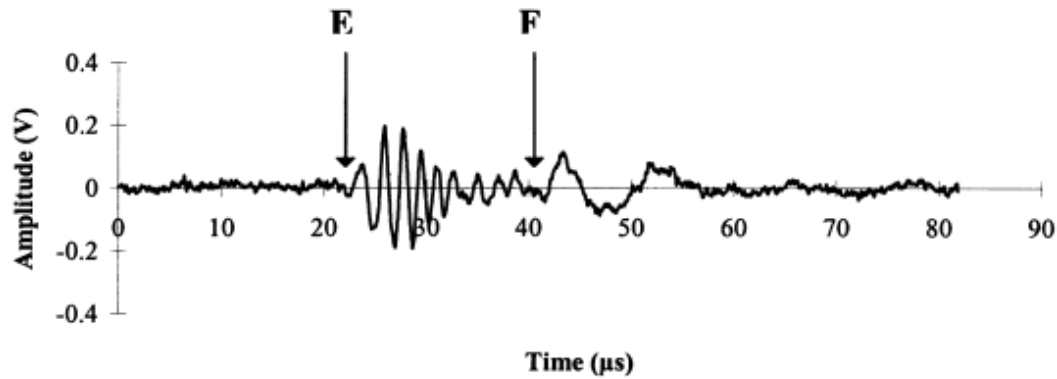


Figure 33: Désignation des modes symétrique ($S_0=E$) et antisymétrique ($A_0=F$) d'un signal généré par fissuration de la matrice dans un unidirectionnel $[0/90_3]_s$, [38]

La démarche suivie définit un rapport E/F des amplitudes des modes symétrique et antisymétrique. Il a été trouvé que pour les signaux provenant de la rupture de matrice le rapport E/F est d'environ 3 alors que les signaux attribués à la rupture de fibre contiennent les deux modes ayant un rapport E/F d'environ 0,5 avec une composante A_0 de basse fréquence et une composante S_0 de haute fréquence >1 MHz.

Afin d'interpréter ces résultats les auteurs ont expliqué le mode de rupture ayant lieu au sein du matériau. La figure 34-a montre le type de fissure générée au sein de la matrice qui est généralement transverse au sens de chargement ce qui engendre des ondes ayant une composante de compression c'est-à-dire un mode symétrique dominant. La rupture des fibres suit la même logique. Cependant la rupture par délamination génère un déplacement hors plan perpendiculaire au plan de la plaque se traduisant par un mode A_0 dominant (figure 34-b).

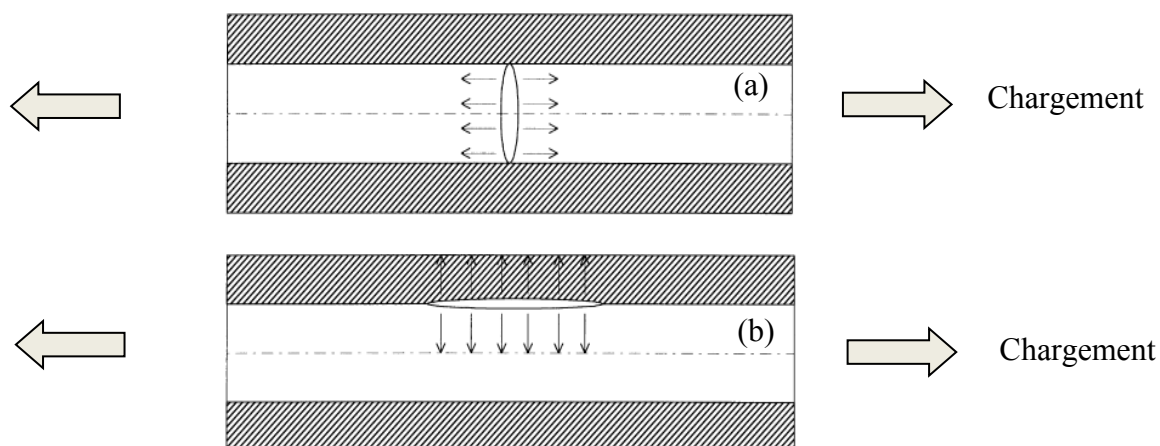


Figure 34 : Types de rupture associé à une délamination (a) et une fissuration matricielle (b) [38]

Les résultats précédents [38] ont été retrouvés par Scholey [57] et De Oliveira [56]. Ils ont aussi constaté que la rupture de la matrice génère des signaux dont le mode S_0 est dominant, alors que la délamination donne des signaux ayant un mode A_0 dominant. Ils ont également basé leur interprétation sur la nature de la rupture générée par chacun des mécanismes : Ils ont associé la délamination à des macro-fissures longitudinales engendrant des déplacements en flexion hors plan qui sont décrits par un mode antisymétrique et les fissures de matrice à des déplacements de nature plutôt symétrique. On peut donc lier cet aspect modal à l'aspect durée/énergie des signaux issus de la délamination. La présence d'un mode A_0 dominant dans une onde générée par un macromécanisme tel que la délamination donne des signaux ayant une plus grande durée parce que le mode A_0 est plus étalé dans le temps par rapport au mode S_0 . Par conséquent un signal d'EA ayant une grande durée aura nécessairement une grande énergie. Cela retrouve le même résultat concernant la durée des signaux issus de la délamination exposé dans le paragraphe 3.5.1 et nous aidera à établir nos critères de filtrage des données d'EA recueillis lors des essais de fatigue.

En plus de son utilisation pour distinguer les modes d'endommagement, l'analyse modale a été utilisée aussi pour apporter une autre alternative aux techniques de localisation des sources d'endommagements par émission acoustique.

3.6 La localisation des sources d'endommagement

L'un des apports de l'émission acoustique est de localiser la zone d'endommagement du matériau d'où provient l'onde acoustique. La majorité des algorithmes de localisation se basent sur le calcul de temps d'arrivée de l'onde (TOA : time of arrival). Les techniques classiques de localisation et qui sont présents dans la plupart des logiciels commerciaux se basent sur le calcul de temps d'arrivée au capteur à la base du dépassement du seuil de détection qu'ils considèrent comme le début de l'onde. Ces algorithmes calculent le temps d'arrivée au premier capteur et le prennent comme référence. Quand le temps d'arrivée aux différents capteurs est connu et lorsque l'on a la valeur de la vitesse de propagation de l'onde on peut situer la position de la source en utilisant l'équation suivante :

$$\Delta t_i = \frac{[\sqrt{(x_i - x_s)^2 + (y_i - y_s)^2} - \sqrt{(x_1 - x_s)^2 + (y_1 - y_s)^2}]}{v} \quad (16)$$

$$\Delta t_i = \Delta t_{i1} = t_i - t_1 \quad (17)$$

Avec t_i le temps d'arrivée observé de l'onde au capteur i et t_1 le temps d'arrivée observé de l'onde au premier capteur atteint noté 1.

Les positions des autres capteurs sont notées par x_i et y_i alors que la position cherchée de la source d'endommagement est notée par x_s et y_s .

Dans le cas d'une localisation planaire à trois capteurs montrée sur la figure 35, le logiciel sera en mesure de calculer deux différences de temps d'arrivée qui sont entre le premier capteur atteint par l'onde par rapport aux deux autres capteurs. Les systèmes d'émission acoustique réalisent généralement un calcul par régression pour déterminer la position de la source d'émission. Le système fera des boucles de calcul pour tendre à minimiser l'écart entre la différence de temps observée (équation 17) et la différence de temps calculé par le système en utilisant l'équation 16. La figure 35 montre un schéma descriptif d'une localisation planaire. On parle de la technique de triangulation.

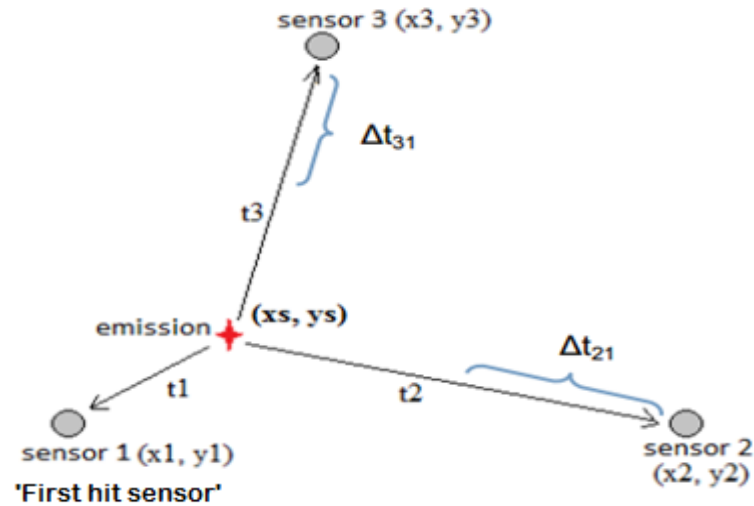


Figure 35 : Schéma descriptif de la localisation d'une source par la triangulation

On se rend compte que pour avoir des résultats de localisation précis, il est important de bien connaître la valeur de la vitesse de groupe de l'onde propagée. Il est essentiel aussi de bien déterminer les temps d'arrivée de l'onde aux capteurs Δt_i . Ces deux points ont soulevé des pistes de recherches pour lesquelles on a fait appel à d'autres types d'analyse pour affiner le résultat de localisation.

La détermination de la vitesse de groupe de l'onde acoustique dépend de la nature du matériau utilisé à savoir isotrope ou anisotrope. Dans le cas de la localisation des sources d'émission dans une plaque composite il est exigé de connaître la vitesse dans chacune des directions du laminé. Kundu et al. [58] ont proposé une alternative à ce problème en trouvant une configuration utilisant des groupes de trois capteurs placés loin de la source présumée afin de considérer la vitesse de propagation quasi-constante de la source aux trois capteurs. En utilisant deux ou trois groupes de trois capteurs chacun, les auteurs ont réussi à trouver la valeur de l'angle θ_i de l'onde source en utilisant la différence de temps d'arrivée aux capteurs par la formule suivante:

$$\theta = \tan^{-1} \left(\frac{\Delta t_{13}}{\Delta t_{12}} \right) \quad (18)$$

La figure suivante montre la disposition des capteurs sur une plaque.

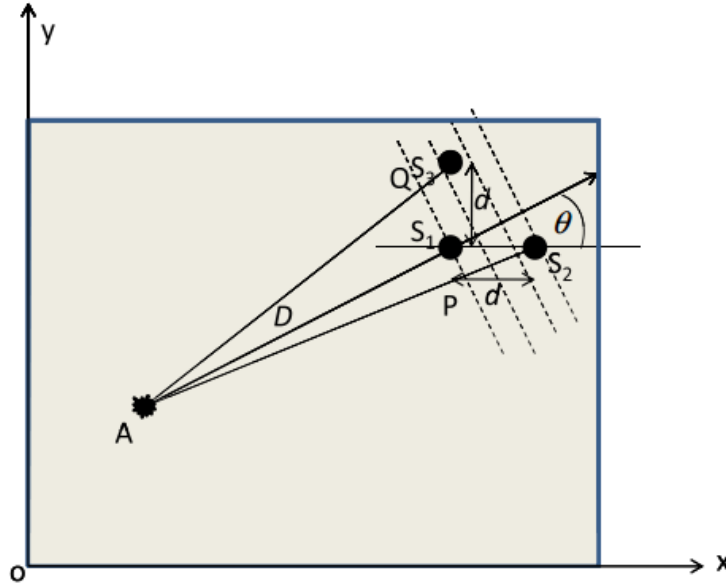


Figure 36 : Méthode de localisation en utilisant des groupes a trois capteurs [58]

Le défi rencontré c'est de pouvoir déterminer avec précision la valeur de Δt_{ij} entre un capteur i et un capteur j . Cela est réalisé en considérant deux fonctions U et V définies respectivement comme par :

$$U(\Delta t) = \sum_{n=1}^{N-m} (I_n + J_{n+m}) \quad \text{et} \quad V(\Delta t) = \sum_{n=1}^{N-m} (I_n * J_{n+m}) \quad (19)$$

Avec I_n et J_n sont les valeurs d'amplitude du signal aux capteurs i et j au temps t_n .

La valeur de Δt est égale a Δt_{ij} lorsque les deux fonctions U et V sont en phase. Il a été prouvé aussi que cette technique de localisation est valable pour une plaque isotrope. L'inconvénient de cette méthode c'est qu'elle a besoin d'une structure de grandes dimensions pour pouvoir appliquer les approximations requises.

L'analyse modale s'est présentée comme un moyen complémentaire pouvant améliorer les résultats de localisation. En effet, la séparation des modes se propageant dans un paquet d'onde permet de bien cibler le début du mode pour une meilleure détermination du Δt .

Pour la localisation des sources Surgeon et Weaver [38] ont montré l'inexactitude de la méthode classique de localisation qui dépend du seuil de détection. En effet, le calcul de temps d'arrivée de l'onde acoustique dépend fortement du seuil. Plus il est grand plus l'erreur de localisation augmente et peut arriver jusqu'à 35%. L'analyse modale est alors une alternative très intéressante puisqu'elle considère l'arrivée du signal au tout début du mode et pas au moment de dépassement du seuil.

Ciampa et al. [59] ont proposé une méthodologie pour localiser la position d'un impact sur une plaque composite quasi-isotrope. La méthode utilise une grille de six capteurs rassemblés par paires, les capteurs de chaque paire sont assez rapprochés. Ils ont utilisé la transformée d'ondelettes (wavelet transform) pour situer le mode antisymétrique A_0 . Ce mode a été localisé à environ 258 kHz. Le système d'équations non-linéaires trouvées est résolu par la méthode de Newton et la précision de localisation est de 3 mm.

Dans la même perspective, la séparation des modes de propagation a été faite par Hamstad [60]. Il s'est servi de la transformée d'ondelettes qui est une méthode qui transforme le signal d'une représentation temps-amplitude à une représentation temps-fréquence. La superposition de la transformée d'ondelette avec les courbes de dispersion vitesse de groupe permet de déterminer le mode prépondérant mais aussi de savoir le temps du début d'un mode ou d'un autre. C'est un moyen très puissant qui assure une grande précision pour la localisation des sources.

Morscher [61] a montré que l'endommagement affecte la vitesse d'onde dans un composite à matrice céramique soumis à des cycles de charge/décharge/charge. Il a montré que la diminution de la vitesse d'onde du mode symétrique S_0 dépend de la diminution du module élastique du matériau. Il a utilisé l'expression de la vitesse C_e de l'onde S_0 qui a une fréquence donnée, cette formule s'écrit :

$$c_e = \left[\frac{E}{\rho(1 - \nu^2)} \right]^{1/2} \quad (20)$$

E étant le module élastique, ρ la densité et ν le coefficient de poisson.

Grâce à cette approche modale il a pu réaliser la localisation des sources d'endommagement de manière assez précise en fonction de la dégradation du module de rigidité.

Les résultats de Morscher [61] ont été utilisés par Maillet [62] qui a étudié aussi le comportement d'un composite à matrice céramique pour des essais de fatigue statique. En effet, Maillet a évalué la valeur du module d'élasticité de manière périodique par des essais de déchargement/chargement statiques pour recalculer la valeur de la vitesse de propagation en

utilisant le coefficient correcteur $\gamma = \sqrt{\frac{\langle E(t) \rangle}{E_0}}$, $E(t)$ étant le module élastique.

Dans un autre travail Maillet [63] s'est intéressé à la détermination précise du début de l'onde reçue par le capteur. Pour cela, il a utilisé le critère d'information d'Akaike (Akaike information criterion AIC). Cette méthode consiste à calculer pour chaque point d'un signal composé de N points, la similarité entre la portion du signal avant et après un point considéré. La fonction AIC à un point k du signal s'écrit :

$$AIC(k) = k \log[\text{var}(x[1:k])] + (N - k - 1) \log[\text{var}(x[k+1:N])] \quad (21)$$

Le début de la forme d'onde est trouvé lorsque la fonction AIC atteint son minimum. En effet, la similitude entre le bruit du début et le vrai signal d'EA doit être très petite pour pointer le début de la forme d'onde arrivée au capteur. Ce travail a montré une amélioration des résultats de localisation par rapport à ceux trouvés par la technique qui détermine le début de l'onde par le dépassement du seuil (first threshold crossing). Il faut tout de même indiquer que la précision des résultats de l'application de cette fonction dépend du choix de la fenêtre temporelle (nombre des points N).

3.7 Modèles de comportement en fatigue basés sur l'émission acoustique

L'émission acoustique est généralement utilisée afin d'établir des modèles de comportement qui visent à décrire l'évolution d'un paramètre mécanique en fonction d'un autre paramètre acoustique. Dans ce qui suit on va présenter des modèles de la littérature qui permettent de décrire la dégradation d'une propriété mécanique et ainsi estimer la durée de vie résiduelle en fatigue d'un matériau composite.

Des recherches ont été élaborées dans ce sens par Philippidis [64] qui a essayé de quantifier la dégradation de la résistance au cisaillement plan d'un composite unidirectionnel. Pour cette raison l'empilement choisi $[+/-45]_s$ était soumis à un chargement en fatigue de niveau d'amplitude constant et un ratio $R=0,1$.

La configuration adoptée par Philippidis consiste à appliquer un spectre d'amplitude constant. La contrainte maximale σ_{max} choisie pour les essais de fatigue constitue 40%, 50%, 57% et 70% de la contrainte ultime en tension σ_{UTS} . Le nombre de cycles imposé est égal à une fraction de la durée de vie totale à savoir 20%, 50% et 80% de la durée de vie en fatigue pour chacune des contraintes maximales choisies. A la fin du cycle de fatigue, l'émission acoustique est activée durant un essai de traction qui va jusqu'à une valeur égale à 110% de σ_{max} .

Philippidis et al ont proposé un modèle qui se base sur les résultats donnés dans la figure 37 et qui montre l'évolution du nombre total de dépassements en fonction de la résistance résiduelle X_r :

$$X_r = \sigma_{UTS} - (\sigma_{UTS} - \sigma_{max}) \left(\frac{CNT}{p} \right)^m \quad (22)$$

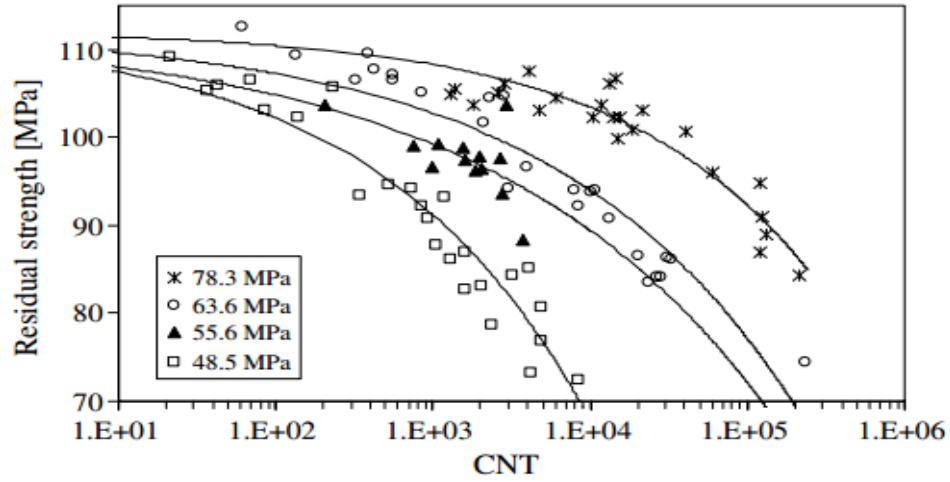


Figure 37 : La résistance résiduelle en fonction du nombre total de dépassements [64]

CNT étant le nombre de dépassements du seuil de détection de l'émission acoustique et les facteurs m et p sont trouvés numériquement.

Afin de ramener tous les résultats liés aux différents cas de chargement et nombre de cycles imposés au même modèle, il suffit de prendre : $m = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{UTS}}$ (figure 38).

Le modèle (22) devient :

$$\frac{\sigma_{max}}{X_r} = 0,1447 \cdot \log(AE_1) + 0,3606 \quad (23)$$

Avec : $AE_1 = (CNT_{max})^{\sigma_{max}/\sigma_{UTS}}$

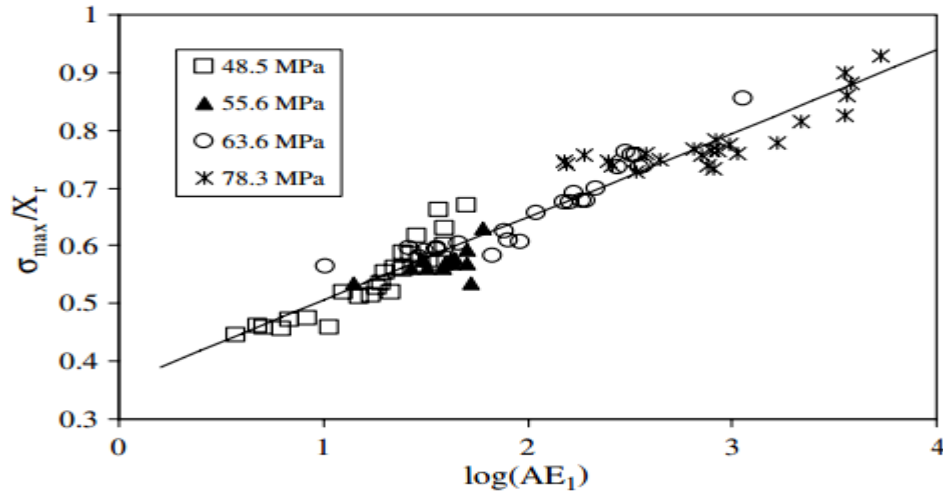


Figure 38 : Le ratio de σ_{max} sur la résistance résiduelle en fonction de $\log(AE_1)$ [64]

On trouve donc un modèle simplifié qui prédit la résistance résiduelle comme l'inverse d'une fonction linéaire faisant intervenir le logarithme du descripteur acoustique AE_1 . Ce modèle est applicable dans le cas où la contrainte maximale en fatigue est connue. Cependant, dans le cas où on n'a pas cette information le modèle (A) est remplacé par le modèle (B) en changeant σ_{max} par σ_{AE} . σ_{AE} étant la contrainte à partir de laquelle il y a début d'émission acoustique.

Le modèle (B) s'écrit :

$$\frac{\sigma_{AE}}{X_r} = 0,1791 \cdot \log(AE_2) + 0,3425 \quad (24)$$

Avec $AE_2 = (CNT_{AE})^{\sigma_{AE}/\sigma_{UTS}}$

La validation des modèles (A) et (B) est faite en utilisant un autre matériau et un spectre de chargement à amplitude variable.

Ce même modèle a été réutilisé et validé dans un autre travail par Philippidis et al. [65] Pour estimer la dégradation de la résistance interlaminaire provoquée surtout par l'endommagement de la matrice sur des échantillons ayant la configuration [90]₇.

Cette méthode est intéressante dans la mesure où on peut l'utiliser pour prédire la durée de vie d'un composite en fatigue tout en détectant le début d'endommagement. Les premiers endommagements sous forme de microfissuration de la matrice peuvent avoir lieu au cours du cycle de pré-fatigue. Il est donc important de bien choisir la contrainte maximale de cyclage ainsi que le spectre de fatigue pour pouvoir mettre en avant cet aspect.

Maillet [66] a proposé une méthode de prédiction de la durée de vie pour des essais de fatigue statique sur un composite tissé à matrice céramique soumis à des températures intermédiaires et élevées. En se basant sur le fait que l'énergie d'un signal d'émission acoustique est proportionnelle à l'énergie associée au dommage qui l'a généré, il définit une grandeur appelée « énergie équivalente » afin de s'affranchir de l'effet de l'atténuation sur la propagation des ondes dans le matériau et pour éliminer la différence entre les deux capteurs causée généralement par l'effet du couplage.

A l'aide de deux capteurs piézoélectriques éloignés l'un de l'autre d'une distance L , il utilise l'expression de l'énergie normalisée qui s'écrit :

$$E'_1(n) = A(n) \cdot \exp(-B \cdot x_1(n)) \quad (25)$$

$A(n)$ étant lié à l'énergie de la source et n et B sont liés au milieu de propagation et indépendants de l'énergie de la source.

L'énergie équivalente est alors définie par le produit des énergies normalisées reçues aux deux capteurs et elle ne prend pas compte de la position de la source :

$$K(n) = \sqrt{E'_i(n) * E'_j(n)} = A(n) * \exp(-B \cdot L/2) \quad (26)$$

Cette énergie sera utilisée pour calculer le coefficient d'émission $R_{AE} = \frac{1}{E_{ch}} * \frac{\Delta E(i)}{\Delta t(i)}$

E_{ch} c'est l'énergie équivalente libérée pendant un cycle de chargement et $\Delta E(i)$ l'incrément de l'énergie équivalente libérée pendant le temps $\Delta t(i)$.

Le coefficient d'émission est calculé pour plusieurs essais. Cela permet de calculer un temps caractéristique correspondant à environ 55% du temps total avant rupture correspondant au minimum de R_{AE} , visible sur la figure 39.

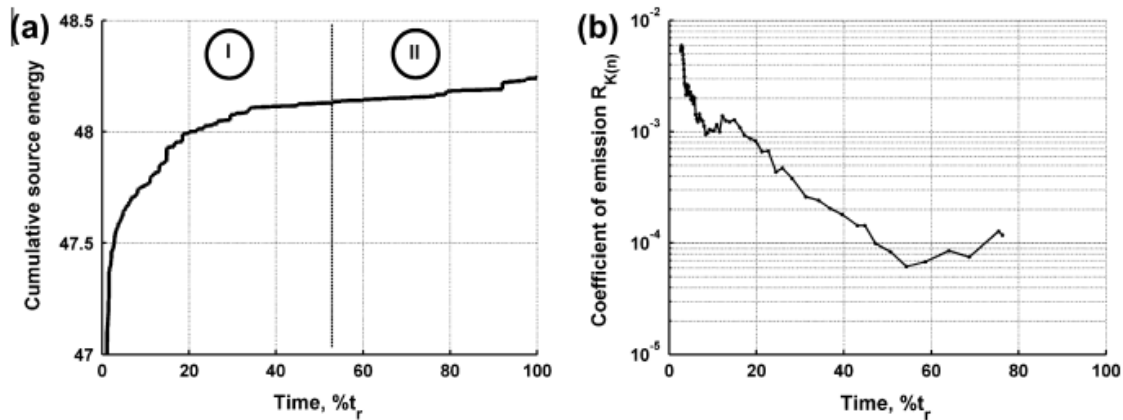


Figure 39 : L'évolution de l'énergie cumulée de source (a) et du coefficient de l'émission (b) en fonction du temps [62]

Caprino [66] a travaillé sur des poutres en composites renforcées à fibres de verre tissées soumises à un essai de fatigue de flexion 4 points. Ces mêmes échantillons sont chargés jusqu'à la rupture avec un monitoring par l'EA. Les essais de fatigue ont été réalisés à différentes portions de la durée de vie. La fréquence de cyclage varie de 0,8 Hz à 2 Hz et $R=0,1$. Il faut noter que la charge maximale en fatigue était égale à peu près la moitié de la charge à la rupture en traction. Les valeurs de la résistance résiduelle mesurée ont été tracées en fonction du nombre de cycles de fatigue (figure 40).

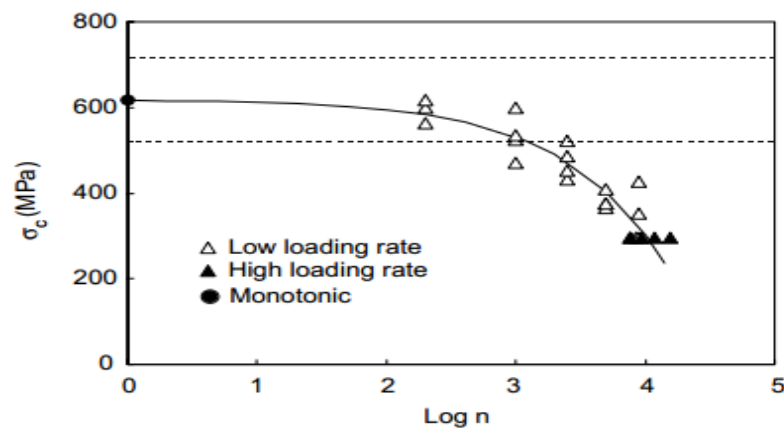


Figure 40 : Graphe représentant en échelle logarithmique la résistance résiduelle du composite étudié en fonction du nombre de cycle de fatigue [66]

Il a constaté que l'activité acoustique augmente lorsque le coupon est soumis à un nombre de cycles en fatigue plus grand (figure 41). Il a essayé de relier le nombre de cycles dans un essai de fatigue aux nombres totaux des dépassements N_i .

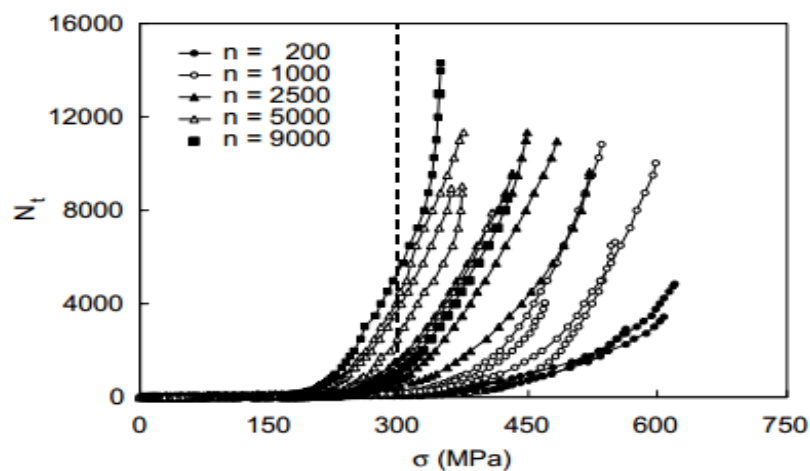


Figure 41 : Graphe représentant le nombre cumulé de dépassements en fonction de la contrainte pour plusieurs nombres de cycles [66]

Caprino [66] a proposé de faire une corrélation entre le nombre total des dépassements N_t^* pour une seule valeur σ_{max} qui est la contrainte maximale du cyclage avec les valeurs des contraintes résiduelles trouvées (figure 42). Les valeurs de résistances résiduelles sont les derniers points des courbes de la figure 41.

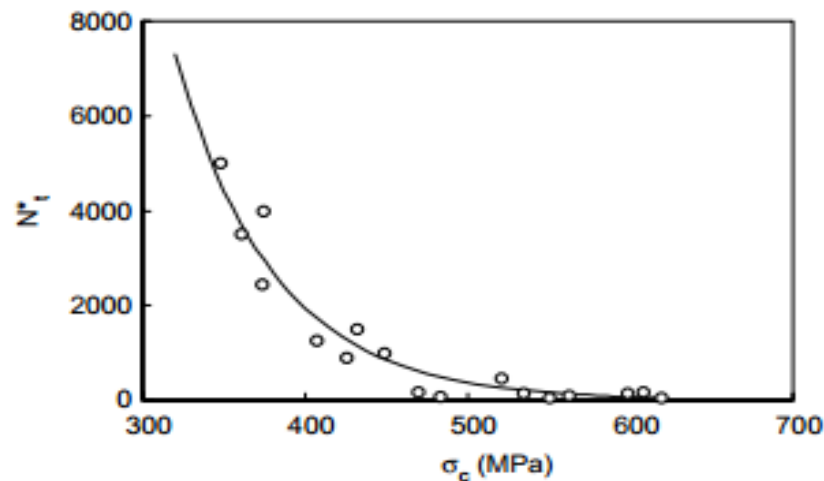


Figure 42 : Valeurs de la résistance résiduelle en fonction du nombre total de dépassements N_t^* [66]

Ce graphe permet de trouver une fonction qui prédira la valeur de la résistance résiduelle σ_c en fonction de N_t^* en utilisant l'équation suivante :

$$N_t^* = 1,48 * 10^6 * \exp(-0,0166 * \sigma_c) \quad (27)$$

Les valeurs de σ_c calculées théoriquement par la relation précédente à partir d'un nombre de dépassements donné N_t^* sont comparées aux valeurs expérimentales de σ_c (figure 43).

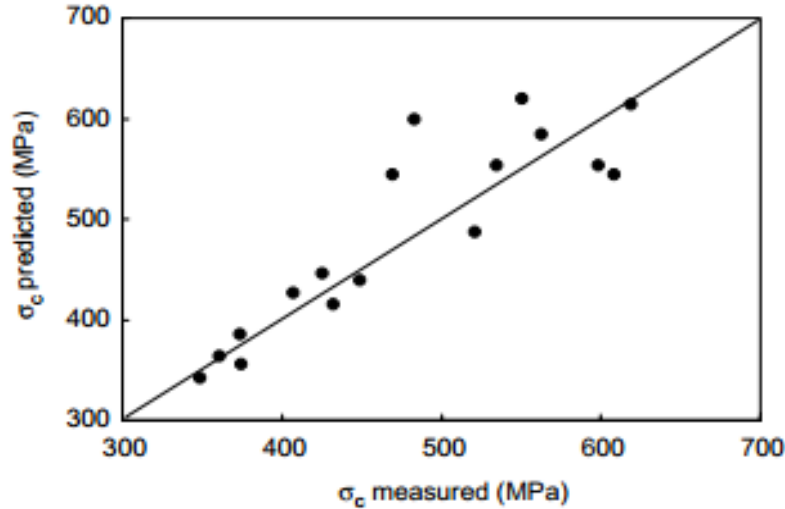


Figure 43 : Comparaison entre les résistances résiduelles prédites par le modèle et celles mesurées expérimentalement [66]

L'observation de cette comparaison montre une différence très importante entre le modèle et l'expérience pour les grandes valeurs de σ_c qui correspondent à de faibles nombres de cycles appliqués. Cela est interprété par le fait que pour un nombre de cycle petit le matériau est peu endommagé. D'où l'enregistrement d'une activité acoustique pas assez important pour décrire l'endommagement qui a eu lieu.

Ce modèle a été amélioré en utilisant un modèle basé sur la mécanique de la rupture dans lequel on peut lier le nombre de dépassement à la contrainte appliquée :

$$\frac{\sigma}{\sigma_c} = k(N_t) \quad (28) \quad , \text{ tel que } k(N_t) \text{ est constant pour une valeur de } N_t$$

Cette équation donne une bonne prédiction si une plage plus grande d'activité acoustique est disponible. Pour cela il faut prévoir des plages périodiques d'application d'un chargement de traction.

Il faut noter qu'il était difficile d'avoir pour les deux modèles, une bonne prédiction de la contrainte résiduelle quand on applique un nombre de cycles inférieur à 1000. Dans ce cas il est préférable d'estimer la variation du module élastique. L'émission acoustique devient plus convenable comme méthode de prédiction de l'évolution de la contrainte résiduelle sur un grand nombre de cycles en fatigue.

Bhat [67] a estimé la durée de vie résiduelle en fatigue d'un composite à fibre de verre. Il a tracé l'évolution de l'activité acoustique en termes d'événements afin de distinguer les trois intervalles liés aux trois mécanismes d'endommagement : rupture de la matrice, décohésion fibre/matrice et rupture des fibres.

Bhat s'est basé sur la reconnaissance des formes afin de relier la durée de vie dans un intervalle donné avec le nombre d'événements acoustiques. La figure 44 montre l'aspect critique des événements du groupe trois (rupture des fibres). Au début de ce stade, on se trouve déjà à 80% de la durée de vie en fatigue.

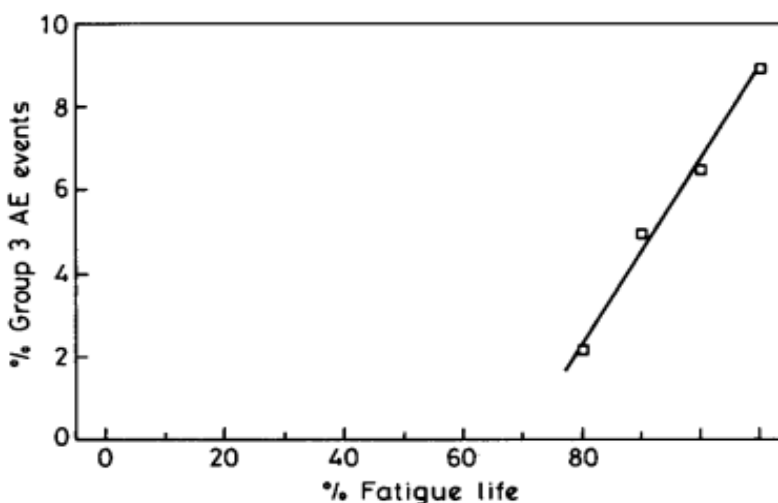


Figure 44 : Modèle montrant la durée de vie résiduelle en fonction du nombre d'événements acoustiques [67]

On a cité plusieurs travaux qui ont étudié les différents mécanismes de rupture dans des composites tissés ou à fibres longues. Il existe aussi des recherches traitant des techniques de localisation des sources d'endommagement par émission acoustique. Ces aspects ont permis d'établir une approche expérimentale utilisant l'émission acoustique pour surveiller l'état d'endommagement en fatigue et de pouvoir distinguer la délamination comme mode de rupture majeur dans un composite tissé.

L'un des aspects originaux qu'apporte ce travail est la génération de courbes contrainte/nombre de cycles en fatigue. Ces courbes sont des courbes de durée de vie en

fatigue ainsi que des courbes d'initiation d'endommagement par le biais de l'émission acoustique. Décrire l'initiation de l'endommagement sous forme d'une courbe S/N générée par EA constitue un aspect original dans ce travail de recherche qui n'a pas fait l'objet de publications antérieures. Il faut noter aussi qu'il est très difficile de trouver des travaux portant sur des échantillons contenant un défaut artificiel sous un chargement de fatigue ce qui met la lumière sur un autre apport de ce travail qui est l'étude de la propagation de la délamination en fatigue à partir d'un défaut artificiel. Le dernier objectif spécifique de ce rapport de maîtrise est quantifier l'effet du changement de la température et de la fréquence sur les résultats des essais de fatigue en termes de durée de vie et d'initiation d'endommagement. L'élaboration de ce point et la comparaison/confirmation des résultats s'est basée sur les résultats d'autres travaux.

Le chapitre suivant contient tous les résultats de ce travail sous forme d'un article scientifique. La première partie de ce chapitre fera l'objet d'un résumé détaillé de la démarche suivie du corps de l'article avec les résultats obtenus et leur interprétation.

Chapitre 4 MÉMOIRE PAR ARTICLE

4.1 Avant propos

L'article présente la démarche expérimentale ainsi que la méthode de classification des données d'émission acoustique pour déterminer l'initiation de la délamination en fatigue pour des échantillons composites tissés quasi-isotropes ayant un défaut artificiel. L'article a été soumis le 15 Mai 2015 à « *International Journal of Fatigue* ». C'est une revue ayant un facteur d'impact égal à 2,275 (en 2014).

Titre français : Détermination de la durée de vie en fatigue associée à l'initiation de la délamination dans un composite carbone/époxy à renfort tissé par la technique de l'émission acoustique.

Auteurs et affiliations :

N. Kanouni: étudiant à la maîtrise, Université de Sherbrooke, Faculté de génie, Département de génie mécanique.

P. L. Braisaz: étudiant à la maîtrise, Université de Sherbrooke, Faculté de génie, Département de génie mécanique.

A. Maslouhi: professeur, Université de Sherbrooke, Faculté de génie, Département de génie mécanique.

Résumé :

L'objectif principal de cet article est de développer une approche pour le suivi de l'endommagement par émission acoustique en fatigue d'un matériau composite à renfort de carbone tissé et à matrice époxy ayant un défaut artificiel inséré sous forme d'un film de téflon. Les objectifs spécifiques sont l'établissement des courbes de durée de vie et de l'initiation d'endommagement en fatigue pour le matériau quasi-isotrope ayant la séquence suivante $[45/0/-45/90]_s$. Le défi posé par ce travail de recherche met en avant deux aspects. Le premier c'est de voir l'influence du défaut artificiel sur la durée de vie ainsi que la propagation de ce défaut durant l'essai de fatigue. Le second aspect c'est d'estimer l'influence

de paramètres tels que la température et la fréquence d'essais sur la durée de vie et l'initiation de l'endommagement. Pour cela, une série d'essais expérimentaux (statiques et fatigue) ont été réalisés dans lesquels on a implémenté des capteurs d'émission acoustique pour surveiller et localiser l'endommagement. Des mesures C-scan ont été faites pour visualiser la propagation de la délamination à partir du défaut artificiel mais aussi sur les bords des échantillons. Les essais statiques vont permettre de déterminer les niveaux de chargements statiques témoignant du début d'endommagement. Ces limites vont être exploitées par la suite comme niveaux de chargements pour les essais de fatigue. Les essais de fatigue sont réalisés à deux fréquences (7 Hz et 15 Hz) ainsi qu'à deux conditions différentes de température (ambiante et 120°C). L'étape suivante consiste à mettre en place une approche de classification des paramètres d'EA. En effet, un filtrage se basant sur la durée et l'énergie des signaux tout en filtrant dans un intervalle fréquentielle bien choisi, nous permet de trouver le début de la délamination dans l'échantillon sous forme d'un modèle S/N. La localisation vient compléter cette démarche parce qu'elle présente un moyen efficace pour localiser le début de délamination autour de la zone du défaut artificiel. Les courbes S/N générées vont ainsi permettre de prédire la rupture ainsi que l'initiation d'endommagement et de délaminage autour du défaut. Les modèles S/N de prédiction trouvés dans le cas des essais de fatigue à 7 Hz à 120 °C ainsi que des essais de fatigue à 15 Hz à température ambiante, permettront d'estimer l'effet de la température et de la fréquence sur la vitesse de l'évolution de l'endommagement jusqu'à la rupture. Cela est vérifié en se référant à certaines publications.

4.2 Article sous sa forme manuscrite

Determination of fatigue life associated to the delamination onset in carbon-fiber plain weave composites by acoustic emission methods

N. Kanouni, P. L. Braisaz and A. Maslouhi*

Department of Mechanical Engineering,

Université de Sherbrooke, Sherbrooke, Québec, J1K 2R1, Canada

*Author to whom correspondence should be addressed.

Email: Ahmed.Maslouhi@Usherbrooke.ca

Abstract:

Plain weave composites are increasingly used in aircraft structures. The safe use of these materials under fatigue loading requires the establishment of reliable fatigue failure criteria. Unfortunately this is not evident, first due to the anisotropy of composites and secondly because of the presence of manufacturing defects within the material. For these reasons predicting the damage onset in composites under a tensile fatigue loading is essential to ensure an optimal design of critically loaded parts. In this paper we are going to study the influence of an artificial embedded flaw on both fatigue life and damage onset. The Acoustic Emission technique (AE) was used to supervise damage evolution by recording elastic waves emitted by damages. A first hit sensor localization technique is used to locate the onset of damage under a tensile fatigue test as well as C-scan imaging. These two techniques will lead to establish damage initiation models in fatigue for 7 Hz tests at room and high temperature (120°C). Tests at 15 Hz were also performed in order to estimate the influence of frequency on fatigue life.

Key words: plain weave composites, acoustic emission, fatigue life prediction, damage onset.

1. Introduction:

The integration of composite materials into primary structural applications makes understanding their behavior under various loading conditions prominent. Given such advantages as low weight compared to strength and toughness, laminated composites are now used in a wide range of structural aircraft applications. Their growing use has emphasized the necessity to comprehend their leading modes of failure under fatigue loading, interlaminar damage and macroscopic delamination. In addition, composite may include a different type of fabrication flaws able to generate early failures under fatigue loading [1]. The presence of such flaws affects the long-term reliability of the composite structure in terms of life duration, residual strength and stiffness. Under bending loads, interlaminar damage and macroscopic delamination cause a severe diminution of the bending stiffness of composite structures and when compressive loads are applied, contribute to the generation of local buckling that can endanger the global stability of the structure [1]. Damage development in fabric composite materials, especially under fatigue loading, is complex, because fabric strands are interconnected with each other [2]. Under fatigue loading, matrix micro cracks occur within plies and macroscopic damage, such as delamination, grows between wrap and fill of the composite [3]. In general, fatigue damage extends with applied load cycles as accumulative damage mechanism and distinct types of damage may interact concurrently [4]. Due to cumulative damage and disperse nature of fatigue damage occurring in fabric composites, it is unattainable to quantify the damage growth with the Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM) approach as well settled in case of isotropic materials [5]. Thus, the prediction of fatigue life of structures subjected to cyclic loading remains a serious dilemma. As a result,

aeronautical designers are still concerned about the requirement which demonstrates the damage tolerance performance of fabric graphite/epoxy materials in primary load bearing structures [5]. In parallel with the empirical investigations, there is a need to develop analytical methods coupled with experimental damage monitoring techniques in order to gain an insight into the mechanisms of fatigue damage onset and propagation. As an alternative approach, this study proposes the use of damage monitoring methods to engender fatigue life curves predicting the delamination onset in composites and uses also non-contact strain mapping procedures to estimate stiffness degradation under fatigue cycling for plain weave composites. A fatigue cumulative damage in the composite has been regarded following an approach involved with life time prediction. The experimental methodology is based on S/N life times tests data corresponding to delamination onset thresholds. The stress levels defining thresholds were defined by detecting elastic waves emitted by matrix cracking and macroscopic interlaminar delamination growth. The overall objective of the paper is to exploit acoustic emission technology [6-11] to detect initiation of cracks and to use corresponding stress level information to generate fatigue life curves (S/N) and predictive lifetime models related to fatigue delamination onset. Damage monitoring by acoustic emission will provide fatigue life curves associated with damage initiation in the coupons related to the matrix cracking, and fatigue life curves corresponding to the propagation onset of embedded artificial flaws. Additionally, Digital Image Correlation technique [12] was used for in plane strain mapping on the coupons to quantify the loss of mechanical properties as function of fatigue life.

1.1 Acoustic emission and fatigue damage mechanisms monitoring

The acoustic emission is defined as the process of releasing energy in the form of transient signals from a structure undergoing damage throughout a mechanical test [13]. The elastic AE waves emitted by damage occurrence in an anisotropic laminate propagate as guided waves. When the composite plate is thin, the waves propagating at the surfaces are coupled and changed into Lamb waves. Lamb waves are symmetric and anti-symmetric modes propagated along a thin plate. Since the wavelength is of the order as the plate thickness, these waves are dispersive in nature. Acoustic emission was widely used to monitor the damage in composite material undergoing a fatigue testing [8, 9, 10, 11]. Used with other non-destructive techniques, acoustic emission permits to extract qualitative and quantitative information on fatigue damage modes development in woven composites, related to matrix cracking, fiber/matrix debonding, delamination and fiber cracking [14, 15].

The characterization of the source mechanisms of acoustic emission source was performed by the study of conventional AE features extracted from waveforms in time domain and statistical domain such as; energy, duration, counts, peak frequency rise time and peak amplitude, kurtosis, skewness and also researchers use features extracted in the frequency domain of AE signal to decipher between AE sources. Recent work reviews progress in acoustic emission research, and its application to high-performance composite materials and structures was done by K. Ono [11]. The amplitude of acoustic signals was used by Pandita [14] to study the fatigue damage behavior of a glass plain weave composite. Li [16] used an approach based on different AE parameters such as duration, energy, counts, amplitude to separate fatigue damage stages for a carbon polymer

reinforced cable. Kordatos [17] used the rise time R_t of AE signals in order to characterize both tensile and shear cracks for a metal matrix composite undergoing fatigue test. This process was generalised in composite plate to a new coefficient R_a defined as the rise time over the peak amplitude which permits to locate the passage from the transverse matrix cracking to the delamination [16, 18]. In other works hybrid approaches, using AE with other NDT technics were adopted. Liu & al [19] have linked AE monitoring to stiffness degradation and infrared thermography for tensile fatigued carbon/SiC plain weave composite in order to distinguish the damage stages. Bouchrak [20] used AE energy and ultrasonic C-scan to describe the damage evolution in a CFRP composite subjected to tensile fatigue tests. The acoustic emission is also used to establish behaviour models that are intended to estimate the remaining fatigue life of a composite. Philippidis [21] proposed a model that quantifies the degradation of the shear strength in an unidirectional $[+45]_s$ fiber glass composite based on the number of counts, the ultimate tensile stress and fatigue maximal stress. Caprino [22] set up a model to predict the fatigue life for woven glass fabric subjected to four points bending fatigue tests. He linked the residual strength measured after fatigue tests carried out for different numbers of cycles to the number of counts recorded. AE allows monitoring the damage which occurs within a loaded material but it permits also to locate the source of a created damage. The localization technique gives more accurate information on the evolution of the damage in a given region of the sample. Most of location algorithms are based on the time of arrival technique (TOA) that develops the arrival delay from the source to the sensors. Bouchrak [20] used a first hit algorithm to locate the events originating from a specific area. Toyama [23] has established a method of localization based on two sensors

for CFRP plates using the wavelet transform to determine the arrival time of modes A_0 and S_0 . This method is refined by Hamstad [24] who superposed the WT diagram to the dispersion curves in order to find the predominant propagated mode for more accurate location results.

2. Material and mechanical testing

The composite material used in this investigation is a quasi-isotropic plain weave (0/90) carbon/epoxy laminate in the stacking sequence of $[45, 0, -45, 90]_s$, with dimensions of $304.8 \times 76.2 \times 1.62 \text{ mm}^3$ (figure 1-a). Test coupons were manufactured with an embedded artificial flaw, created by embedding a centered $12.7 \times 12.7 \text{ mm}^2$ Teflon tape in the lay-up between the third and the fourth layers (-45/90 interface). The coupons were subjected to the cyclic loading spectrum represented by figure 2. All mechanical tests were carried out on an MTS 100 kN servo-Hydraulic testing machine under load-controlled mode. The load was transferred to the specimen through hydraulic grips, which maintained a constant pressure of 16 MPa at each extremity. The number of tested coupons for all experiments is listed in Table 1. Specimens containing embedded flaw and specimens with no flaw, were subjected to preliminary tension static tests in order to determine the ultimate tensile strength (UTS) of the laminate and to estimate, by means of acoustic emission monitoring, the minimum loading level required to initiate damage. Tension-tension fatigue tests were conducted under constant sinusoidal cycles at loading frequencies of 7 Hz and 15 Hz with stress ratio R equal to 0.1. To evaluate the effect of high temperature exposure on delamination onset, 10 specimens were exposed to isothermal mechanical testing at 7 Hz frequency with high temperature exposure at 120°C .

Table 1: Number of tested samples for quasi-static and fatigue tensile tests

Type of tests	Number of tested coupons	Loading levels in percentage of UTL
Quasi-static tensile tests	12	NA
7 Hz fatigue tests at room temperature	17	53% / 59% / 65% / 71%
7 Hz fatigue tests at high temperature 120°C	10	50% / 55% / 60%
15 Hz fatigue tests at room temperature	9	53% / 59% / 65%

3. Acoustic emission procedures for damage monitoring

Acoustic Emission data acquisition system from Mistras group and signal processing software AEWIn were used to record ultrasonic stress waves and corresponding data features generated in the composites specimens under fatigue and static loading. AE was monitored using a simple configuration of two distinct acoustic sensors from Mistras. Each sensor is connected to a preamplifier that transmits analogic signals to an eight-channel acquisition and treatment unit μ DISP. The AE signals data are therefore gathered and stored digitally on a computer via a PCI connection bus using AEWIn software (figure 1-b). The signal processing, feature extraction, data management and manipulation are performed by AEWInPost software. After each test, the AE signals were further analysed using Noesis software from Envirocoustics. The first used miniature

piezoelectric sensor HD2WD has a large frequency band between 330 kHz and 1.8 MHz and it is named sensor 1. Sensor 2 is the WD piezoelectric sensor characterised by a large frequency response band up to 1 MHz which have a maximum sensitivity between 125 kHz and 450 kHz. The two PZT sensors were positioned at the same distance from the embedded flaw location (figure 1-a) and attached on the specimen using fasteners made of aluminum and rubber as a fixture system and acoustically coupled with silicon. As shown, by figure 2, the coupons were repeatedly subjected to the continuous tension-tension fatigue loading with acoustic emission monitoring under constant amplitude cycling until total failure.

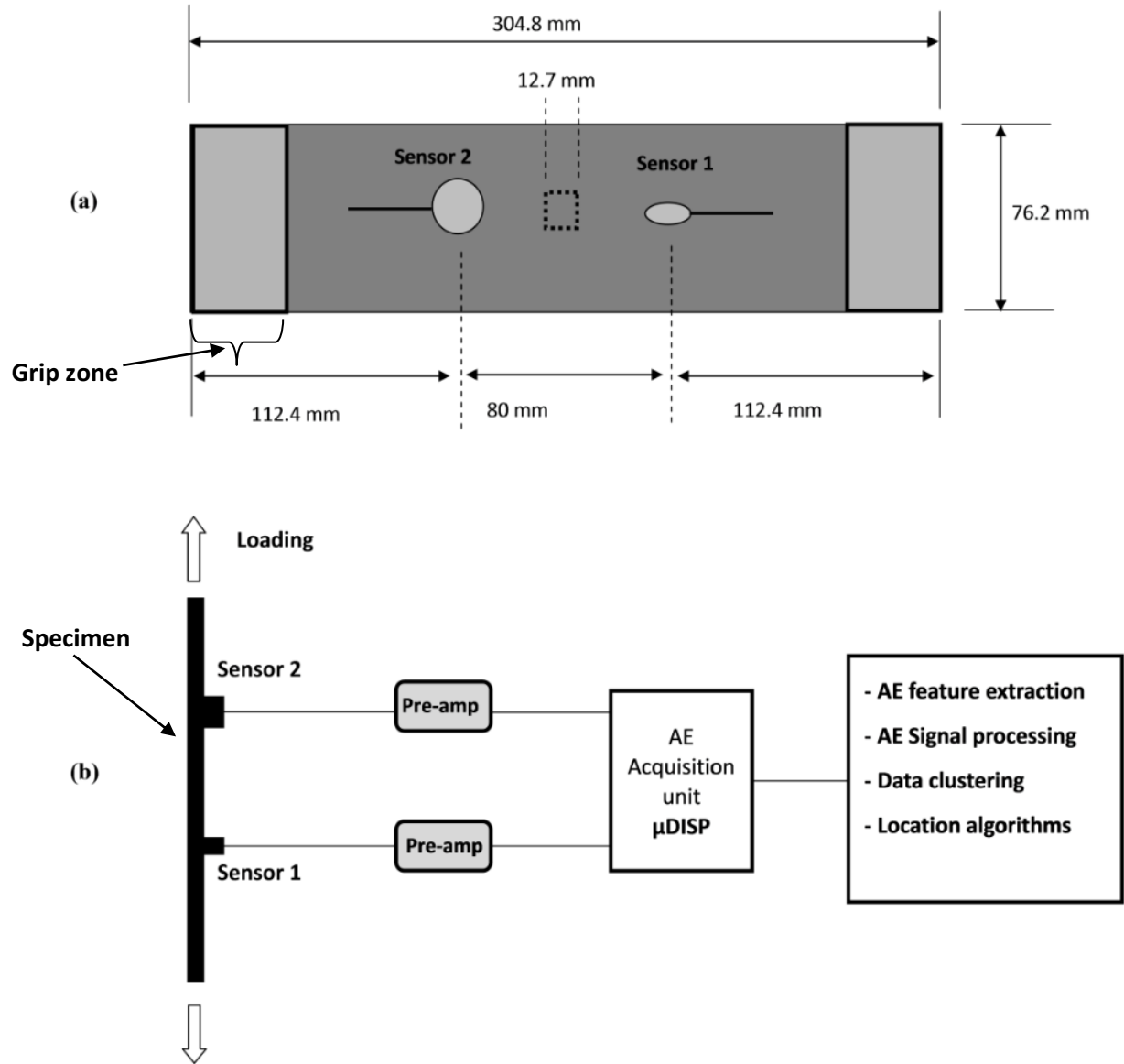


Figure 1: Experimental setup: a) Position of sensors around the embedded flaw and coupons dimensions b) Fatigue damage monitoring by Acoustic Emission

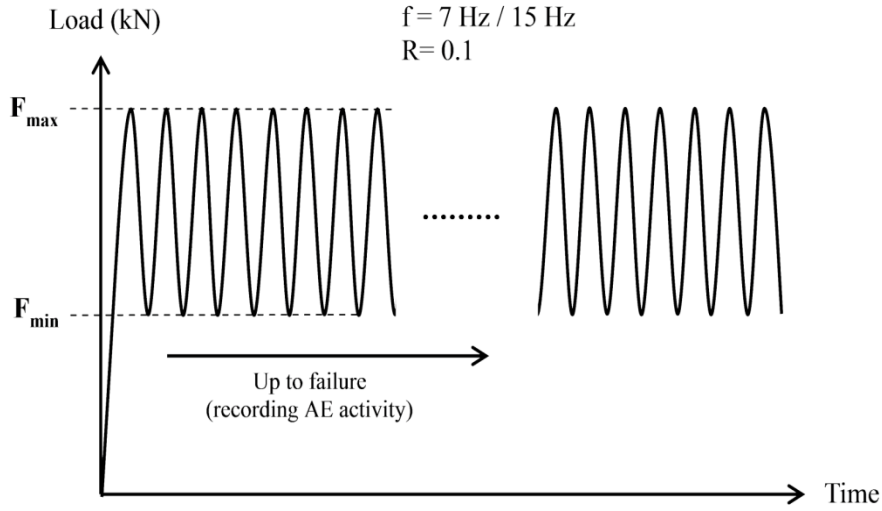


Figure 2: Testing protocol for the 7 Hz and 15 Hz fatigue tests

This paper uses the AE location algorithm of AEWIn software from Mistras, to diagnose the area of delamination propagation under fatigue loading. The AE apparatus incorporates source location algorithms and clustering scheme to process AE data related to the source mechanisms. AE source data was localized by using the zonal location algorithm. Zonal location is a source location technique that identifies a predefined zone as the damage location based on, primarily, the location of the first triggered sensor. By using four AE sensors with a good coverage as shown by figure 3, the technique offers a quick and reliable understanding on the general area where the damage took place [25]. Because of the quasi-isotropic aspect of the laminate there is a slight difference in group velocity values in the longitudinal and transversal directions. The group velocity was taken equal to 5000 m/s using pencil break tests verified with Laser Doppler Vibrometer which was used to generate dispersion curves for the material [26]. The experimental setup adopted for the acoustic emission measuring was the same for the static and fatigue tests except for the detection threshold chosen equal to 50 dB for the static tests and 75

dB for fatigue ones. Increasing the threshold value intended to reduce the noise caused by the machine during dynamic testing. Otherwise, the selected sampling rate was 5 MHz and the system timing parameters were set at 800 μ s for HDT (hit definition time), 200 μ s for PDT (peak definition time) and 1000 μ s for HLT (hit Lock-out time). A filtering interval between 100 kHz and 2 MHz was chosen. The same experimental conditions were adopted for all tests and some putty was used on the grips and around tabs in order to minimize mechanical noise.

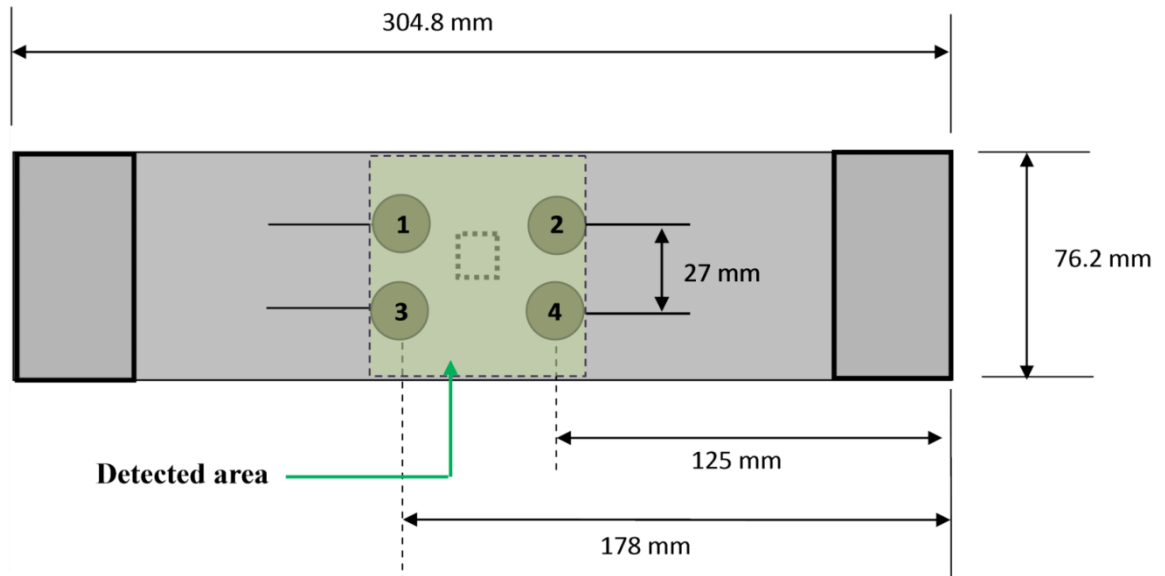


Figure 3: Position of WD sensors on the sample for AE zonal location

Only the results from sensor WD will be explained in this paper because the HD2WD sensor gave the same tendency. Fatigue loads will be expressed by normalized tensile loads defined as the ratio of the applied force over the ultimate tensile load (UTL). The following S/N curves are defined as the normalized maximum stress during fatigue loading plotted versus the logarithm of the number of cycles.

4. Results and discussions:

4.1 Mechanical behavior of plain weave composites under quasi-static loading

The first step of this study was to perform preliminary quasi-static tension tests both on flawed and unflawed coupons with acoustic emission monitoring. The goal is to determine the static strength of the composite, and also to identify the applied stress levels from which the coupons generate acoustic emission waves. These stress values define the “Static Acoustic Emission threshold” indicating the onset of matrix and interface micro-failures in the laminate [27]. The identified no growth stress values will be used as cycling loading levels for fatigue tests. Figure 4-a presents the obtained results of evolution of the cumulative AE counts versus the normalized load applied during a static tensile loading for all tested specimens. Cumulative AE count curves tend to increase exponentially with increasing static load, and follow a similar growth trend for all twelve coupons, however, the rate of curves growth is different for each coupon. For this reason we were brought to fit the curves using an exponential function of the form $\exp(ax^2 + bx + c)$. Figure 4-b gives an example of a cumulative count versus normalized load curve fitted with an exponential function. A range of threshold loads given by acoustic emission and corresponding to damage onset is identified for every tested coupon. The load versus displacement curve representing the normalized failure levels and the static damage onset points is plotted in figure 5. Few differences can be observed between the failure points of samples with flaw (WF) or without flaw (NF). However, the load range for the damage onset is slightly different for the specimens containing embedded flaws (WF), spreading from 53% to 61% of the ultimate tensile load (UTL), whereas a 58% to 70% of UTL load range is observed for NF samples. Figure 5 displays

the no damage zone, in which no acoustic emission activity was detected under static loading. The normalized loading range spreading from 53% to 71% of UTL was defined as damage onset zone for both unflawed and flawed coupons. The last zone, corresponding to damage growth zone, appears between 71% and 102% of UTL and testifies of the high growth rate of damage. The results shown in figure 5, identify accurately; i) the loading region without damage generation in unflawed and flawed composite coupons; ii) the load levels that were conducive to the creation of the micro-failures in the composite, very likely related to matrix cracking and fiber-matrix interface failure; iii) the loads interval promoting damage propagation associated with macroscopic damage as interface failure and delamination. Finally, the final rupture load levels of composite coupons, which is characterized primarily by fiber breakage.

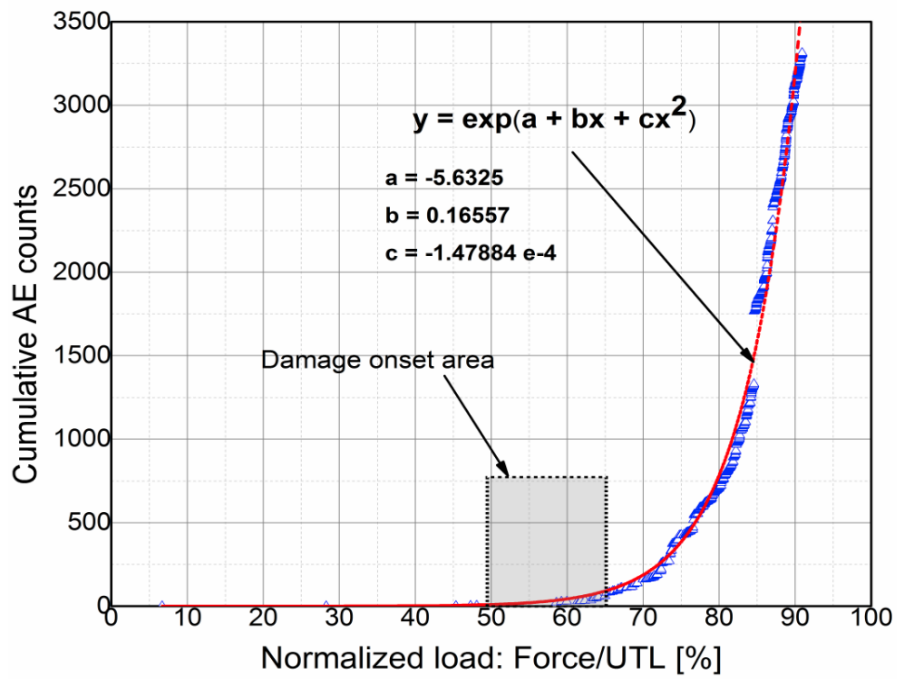
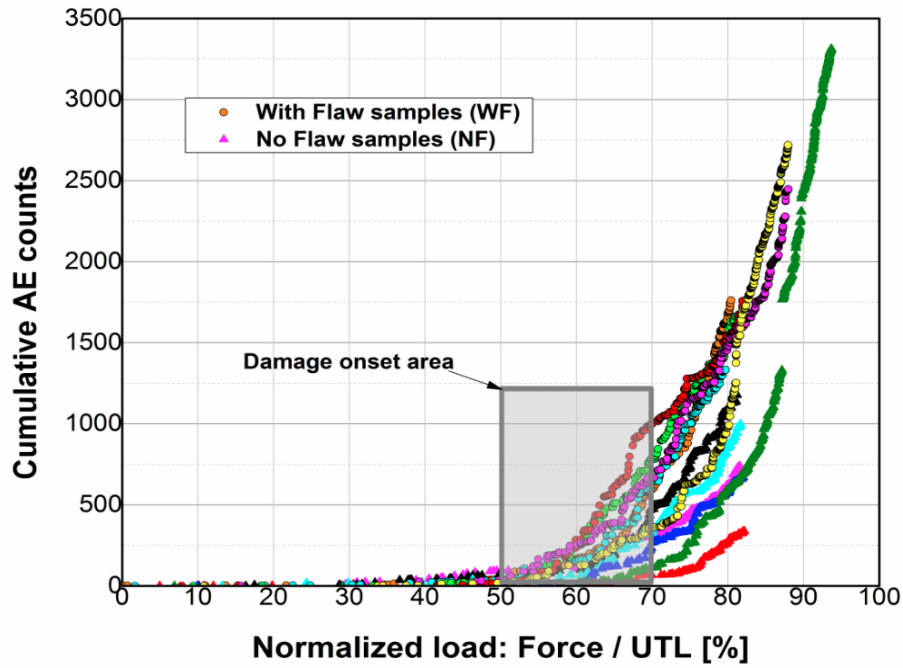


Figure 4: a) Cumulative counts versus the normalized load levels, b) Example of a cumulative AE counts vs Normalized load curve fitted using an exponential function

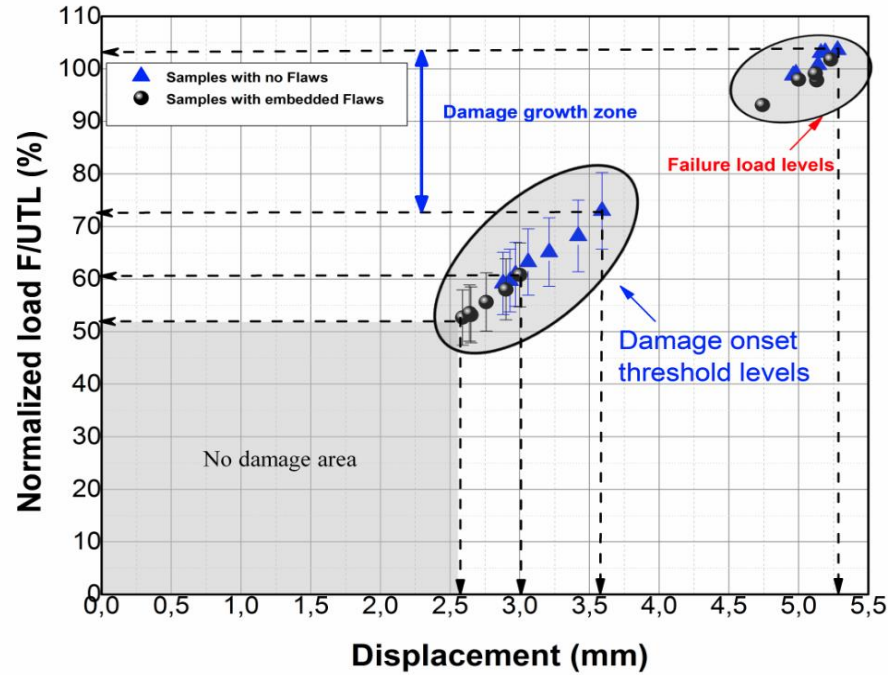


Figure 5: Static damage onset threshold for 6 flawed and 6 unflawed coupons

4.2 AE data selection for delamination onset determination

The main goal of this paper is to generate fatigue life (S/N) curves based on delamination onset thresholds and from the fatigue life curves derive predictive models for fatigue life determination. It is well known that the first damage mechanism that occurs in a plain weave composite is the matrix micro cracks. However, predicting the local onset of delamination damage is more meaningful for composite load bearing structure designers. The proposed approach aims to predict the damage onset in the whole sample and survey more precisely for the onset of delamination around the embedded artificial flaw. It has been observed by several investigators [28], that acoustic emission signals emitted by carbon-fiber breakage is higher in frequencies content and also are characterized by short time duration than those generated by either matrix cracking or macroscopic

delamination. Figure 6 shows an example of AE signals generated by micro damage and macroscopic damage, and it visualizes the difference of AE signal duration that permits to distinguish between the short-duration mechanisms that generates micro damage (fiber breakage and matrix micro cracking), and large duration mechanisms associated with macroscopic interlaminar delamination.

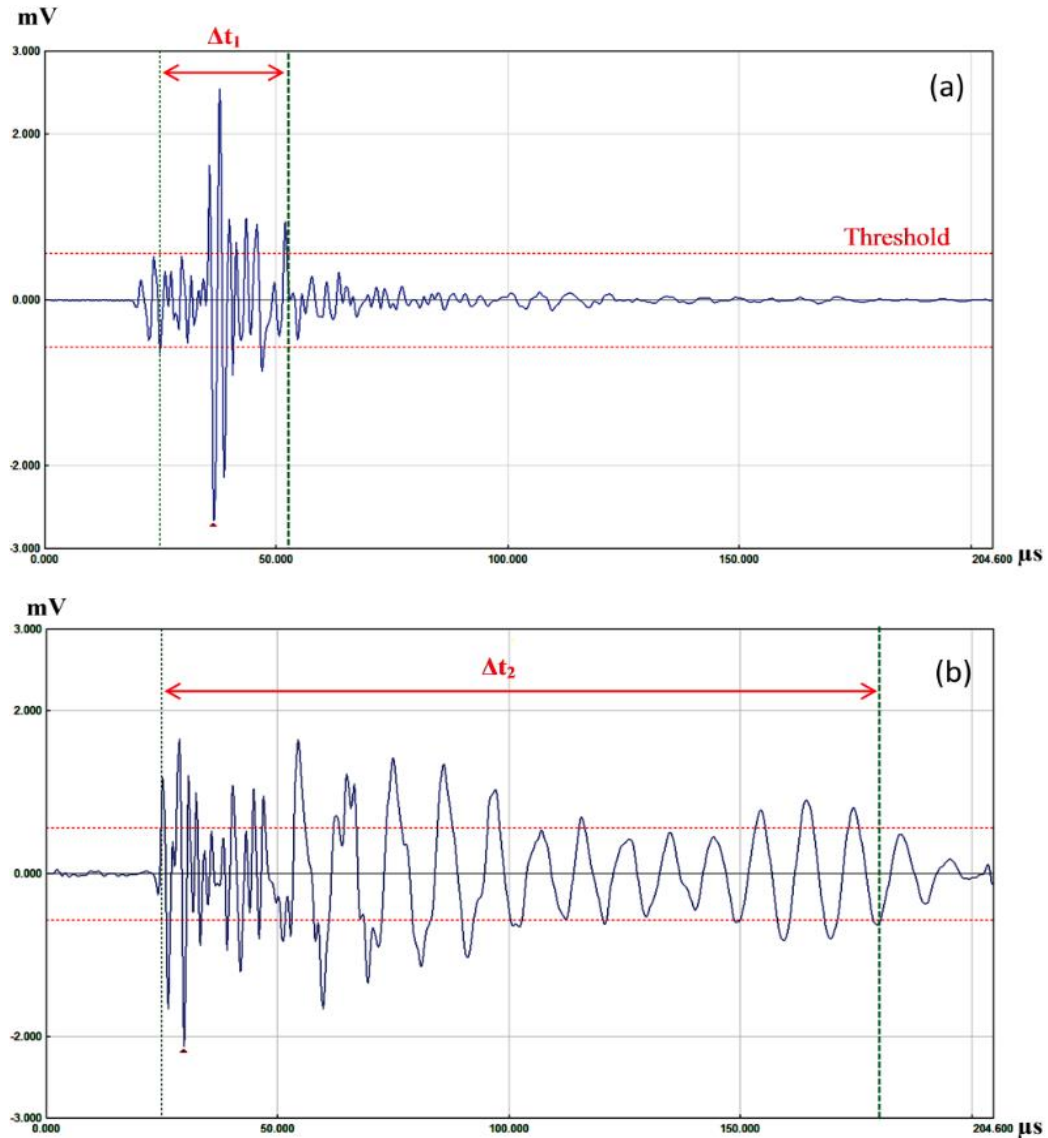


Figure 6: Difference of AE waveform duration between micro damage (a) and macroscopic damage associated to interlaminar delamination (b)

Depending on plain weave plies arrangement and damage case, macroscopic delamination can generate AE waveforms, which are relatively characterized by long time durations and low/intermediate frequencies range [28]. During fatigue testing, it was noted that micro delamination was observed after the first few thousands cycles at the edges of the coupons. Figure 7 shows the edge delamination occurring as well as the inter plies delamination. The periodic rubbing between surfaces created by edge delamination during cycling, can generate repetitive AE emissions that are not associated with real damage.

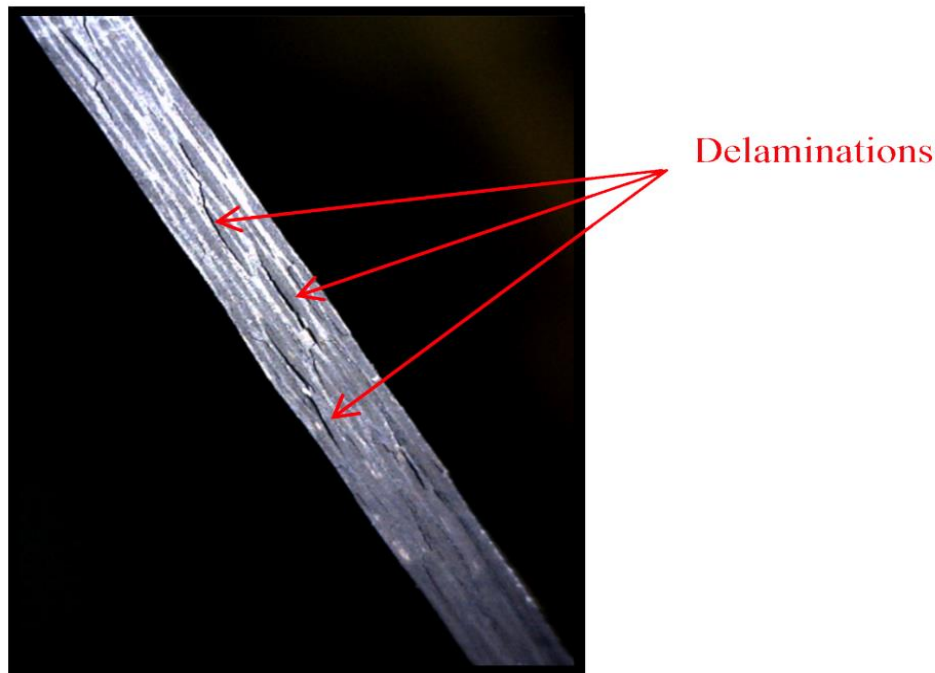


Figure 7: Early phenomenon of delamination on the sample's edge

In this work, the adopted signal processing and filtering method was established on selecting AE signals with large duration and comprised in a frequency interval of 100 kHz – 450 kHz (figure 8-b). Figure 8-a shows the distribution plot of AE signal durations versus time. The great duration peaks appear for damage phenomena with great duration which are related to macroscopic damage mechanisms interrelated to interlaminar delaminations. Duration peaks lead to determine the onset of the first damage thresholds as shown in figure 8-c. This AE data filtering method helps to reduce the feature matrix of fatigue data by eliminating data associated with noise induced by fatigue crack opening and closing. The periodic rubbing between surfaces created by edge delamination during cycling, can generate repetitive AE emissions that are not associated with real damage.

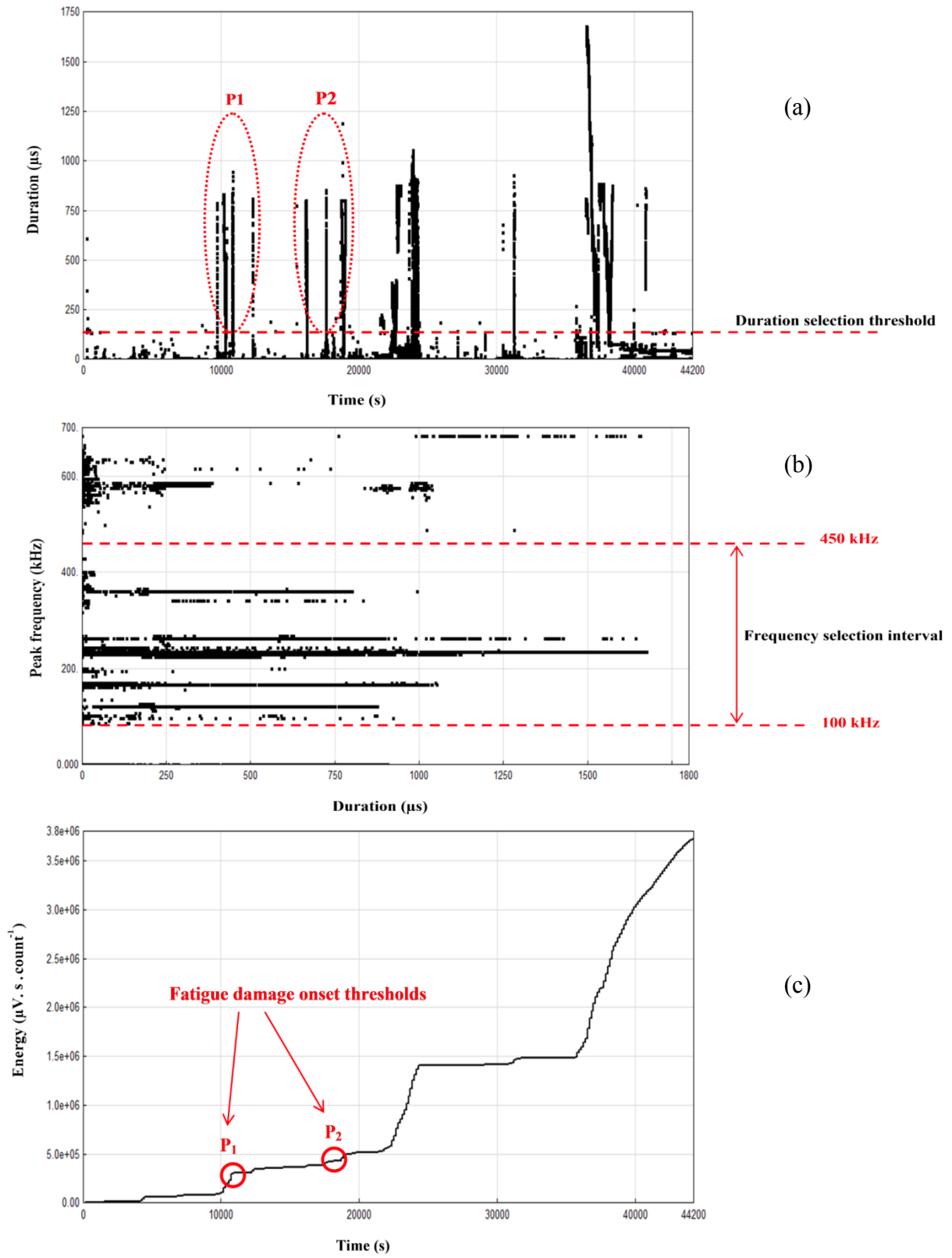


Figure 8: AE data selection for macroscopic damage identification established on: a) duration vs time, b) peak frequency vs duration and c) energy vs time distributions.

4.3 Fatigue behavior of plain weave composites under 7 Hz at room temperature

The results corresponding to fatigue damage monitoring by using acoustic emission on the plain weave coupons are shown in figure 9. This figure exhibits the evolution of AE cumulative distribution of AE counts versus fatigue life ratio N/N_f expressed in percentage, where N_f represents the number of fatigue cycles at the failure and N , the actual number of fatigue cycles obtained when the applied load is equal to 65% of UTL. At about 5% of the fatigue life ratio, there is a gradual rise in the cumulative AE count distribution curve while the fatigue cycles increase. The final failure of the coupons occurs at around 500k cycles. In this specific loading case, the threshold of damage growing in the coupon was set in the interval of 5% to 15% of the fatigue life ratio. Taking into account all loading cases applied on the tested coupons for 53%, 59%, 65% and 71% of the fatigue life ratio, it appears that the damage initiation phase emerges always in the range of 5% to 20% of fatigue life ratio N/N_f . The related AE activity is inferred to be principally due to matrix cracking with some contribution of fibre-matrix interface damage occurring at the edges of coupons.

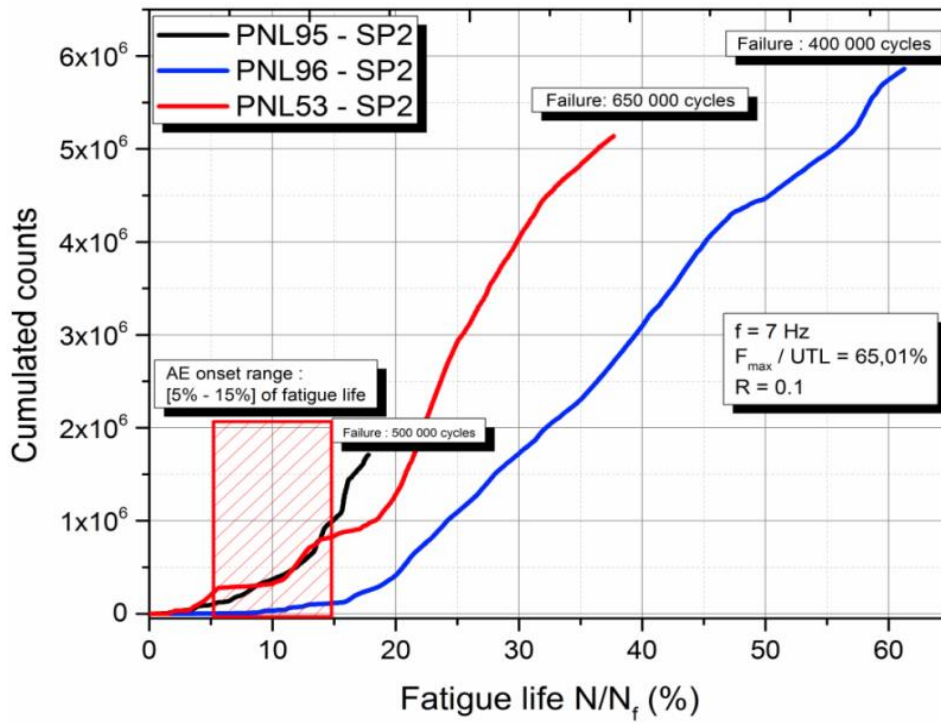


Figure 9: Cumulative AE counts versus fatigue life for 7 Hz test samples at 65% of UTL

Using the AE data selection approach explained above, S/N curves based on log-linear straight-line assumption were derived as shown by figure 10. By exploiting the duration peaks generated by damage accumulation during the cycling tests on twelve coupons, the fatigue damage onset thresholds were extracted for every coupon, which allowed to establish the damage onset models. By extracting the corresponding peaks of duration given using the AE data selection methods, it's possible to calculate by data fitting four successive fatigue damage threshold models noted P_1 , P_2 , P_3 and P_4 . In figure 10, only the models P_1 (9% of fatigue life ratio N/N_f), and P_4 (50% of fatigue life ratio N/N_f) were plotted. The S/N curve denoted by P_1 represents the AE fatigue life threshold identified at 9% of fatigue life ratio N/N_f . The 9% value is the average of the life fraction calculated for all the specimens and it is included in the range found previously using the

cumulative counts graphs for each loading. The P₁ fatigue curve is correlated with matrix intra-yarn cracks appearing essentially in transverse yarns and also with interply delamination created at the free edges of the coupons.

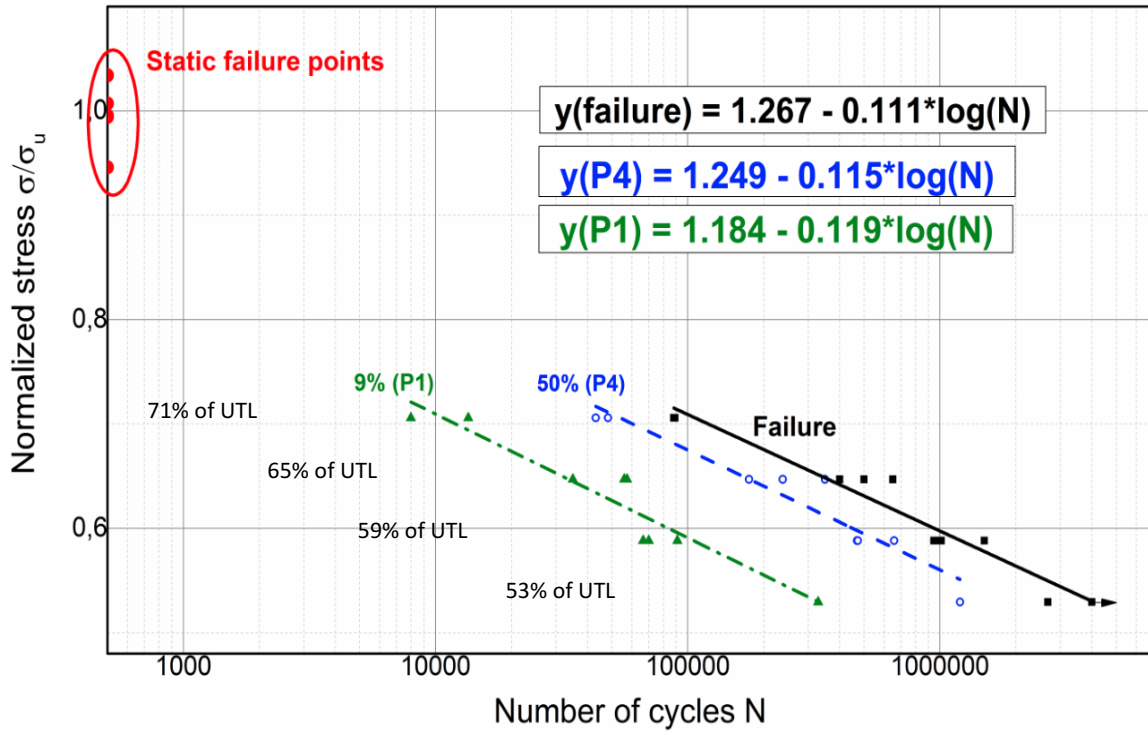


Figure 10: Fatigue curves generated by AE detection and S/N fatigue life failure

The S/N curve denoted by P₄ represents the fatigue life curve which was associated with the macroscopic delamination onset generated by the inserted artificial flaw [29]. In fact, figure 11 shows the evolution of the longitudinal stiffness around the defect measured simultaneously using digital image correlation technique (DIC). The methodology and details of experimental results related to plain weave coupons subjected to fatigue loading were presented elsewhere [29]. Figure 11 presents an example of results obtained by DIC strain mapping related to stiffness ratio (E/E_0) evolution versus fatigue life ratio N/N_f .

Stiffness ratio values were measured by extracting strain DIC data for sample PNL92-SP2 for two surfaces which are represented in figure 11. The large geometric square shape drawn on the DIC strain mapping picture represents the surface **A** selected for the measurement of the global stiffness degradation in this material area. The other surfaces **B** was selected to evaluate the local stiffness degradation related to the artificial embedded flaw region. Figure 11 shows that after 50% of the fatigue life, the stiffness ratio calculated on the embedded delamination area decrease rapidly when compared to the total stiffness ratio of the entire sample, which continues to fall less rapidly function of fatigue life. This shows that at about 50% of the lifetime, the artificial flaw starts to propagate. These results were confirmed by ultrasonic C-scan imaging performed on some selected coupons tested until 50% of fatigue life (figure 12).

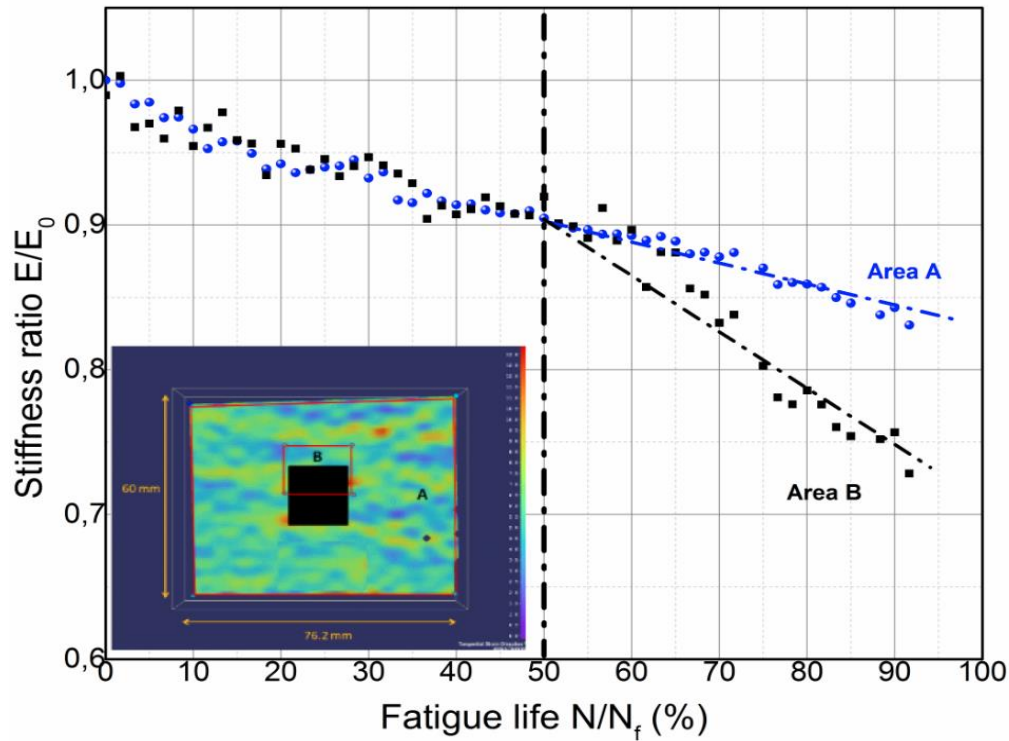


Figure 11: Stiffness degradation for PNL92-SP2 measured on two specific zones A and B

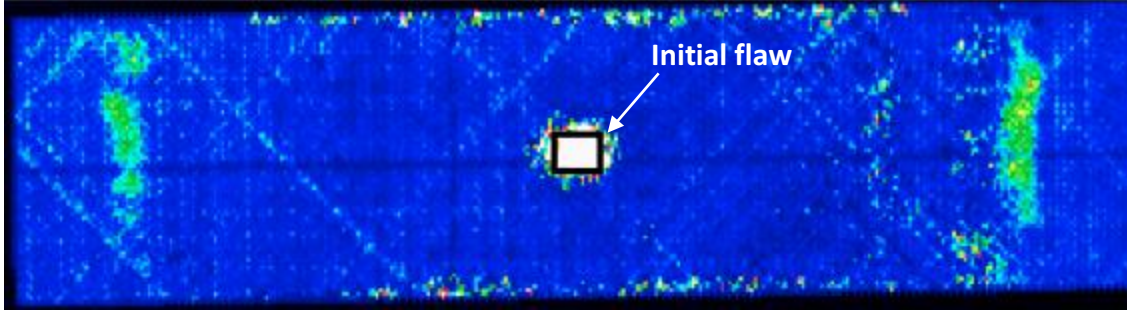


Figure 12: C-scan showing delamination around the flaw taken at about 50% of fatigue life for a coupon tested at 7 Hz and 53% of UTL

Figure 10 allows to estimate fatigue life intervals defined between fatigue curves P_1 and P_4 . The fatigue life curve P_1 represents the onset of matrix intra-yarn cracks and the damage related to edge delamination. P_4 fatigue life model was defined as delamination growth threshold associated with propagation of macroscopic delamination generated by the artificial flaw. Table 2-a) presents the calculated number of cycles between the onsets of different failure modes in plain weave coupons. For a loading level equal to 71% of UTL it takes about 43000 cycles for macroscopic interlaminar delamination mechanism to propagate. The more the value of loading level decreases the larger this interval became. These intervals are equals to 142k cycles, 472k cycles and 1670k cycles respectively for 65%, 59% and 53% of the ultimate tensile load (see table 2-a). The models were found by using the following analytical expression:

$\sigma/\sigma_{UTS} = a + b * \log(N)$ such as a and b are the intercept and the slope of the model.

The fitting equations are shown in figure 10 and in table 2-b. The failure curve slope is equal to -0.111 which is not very far from the fitting slopes that vary from -0.119 at the first stage of damage P_1 to -0.115 for P_4 model.

Table 2: Results for fatigue tests under 7 Hz at room temperature a) Number of cycles between the onsets of the different failure modes b) Expressions of fatigue life and damage onset curves

Load (%) of UTL	Number of cycles from P ₁ (9%) to P ₄ (50%) model	
71%	42,700	
65%	142,000	(a)
59%	472,300	
53%	1,670,000	

Damage Onset	Equations	
P1 (9%)	$y=1.184 - 0.119*\log(N)$	
P2 (15%)	$y=1.301 - 0.137*\log(N)$	(b)
P(localization)	$y=1.005 - 0.078*\log(N)$	
P3 (21%)	$y=1.327 - 0.139*\log(N)$	
P4 (50%)	$y=1.249 - 0.115*\log(N)$	
Failure	$y=1.267 - 0.111*\log(N)$	

4.4 AE Zonal location of delamination area

In order to refine the previous fatigue tests results, additional tests were performed up to 50% of life taken from the fatigue failure model as illustrated in figure 10. AE zonal location techniques were applied during cyclic loading for three composite coupons respectively under 53%, 59% and 65% of ultimate tensile load. Four AE sensors were used to locate damage evolution in the embedded flaw zone defined in the figure 3.

Figure 13-a presents the evolution of damage density around the artificial flaw for a 59% UTL cyclic loaded coupon.

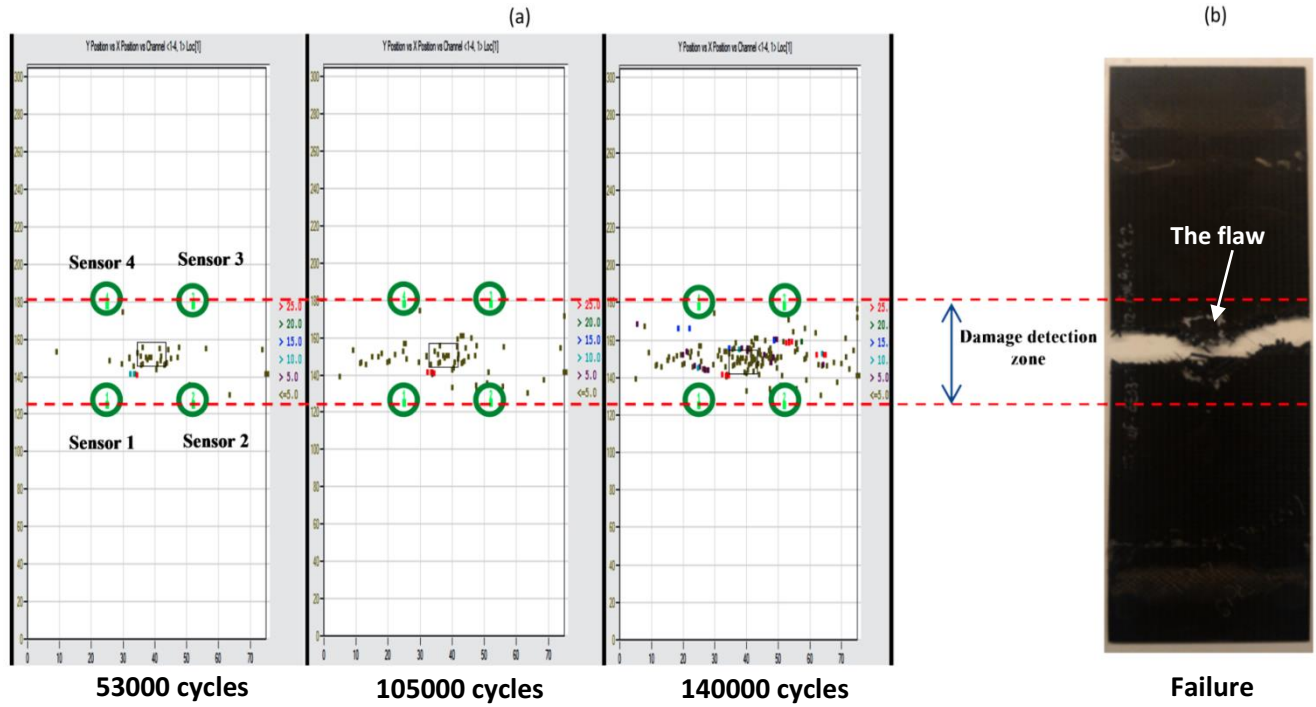


Figure 13: a) AE location and evolution of damage around the flaw b) a breaking shape for a coupon tested at 59% of UTL

The fatigue location tests were applied to determine the number of cycles from which an intensive damage appears near to the flaw position. The following life time threshold damage onsets around the flaw were determined for three tested coupons: 1400k cycles, 126k cycles and 58k cycles for 53%, 59% and 65% of UTL respectively. Based on these life times and stress data, a fitting fatigue data a linear–logarithmic model was defined to express the onset of damage growth around the flaw. Figure 14 presents the obtained predictive fatigue life models for the flawed tested coupons subjected to 7 Hz fatigue at room temperature as well as the failure curve. These curves shows the sequences of

fatigue damage appearance stages in the samples related to: the initiation of matrix cracking and free edges delamination at 9% of fatigue life (P_1); the propagation of macroscopic delamination around the artificial flaw zone at 50% of fatigue life (P_4) and finally the model associated with final failure of the samples. In the same graphic, the predictive S/N model obtained by using AE zonal location around embedded artificial flaw was plotted. It can be noticed that for large values of loading stress, the obtained data were closed to P_1 model associated with matrix cracking appearance in flawed region. However, for 53% loading level, the data point of zonal location model become distant from the P_1 model and closer to the P_4 model. At this time, due to limited number of samples tested, it was difficult to conclude on the validity of the obtained predictive model developed by using AE zonal location. However, the technical analysis of AE source location has identified the initiation of damage around the defect area. In general, zonal location offers a rapid and reliable idea on the general area where the cracks took place. As shown by figure 13-b, final fracture of the coupon takes place through the flaw defect to edges as indicated by the results obtained zonal location tests presented by figure 13-a. However, for developing reliable predictive life time model using zonal Location method, more modal analysis work on guided waves need to be done, because the zonal location technique, as any other source location methods, is subject to errors and the causes for the error may depend on experimental condition [30]. As indicated in the literature, a significant hypothesis made with the zonal location approach is that all AE piezoelectric sensors are activated by the same guide wave type, apparently by P-waves. This, however, may not forcefully be the case. In fact, AE sensors are often

activated by S-waves rather of P-waves. This is because amplitudes of P-waves are frequently much lower than that of S-waves.

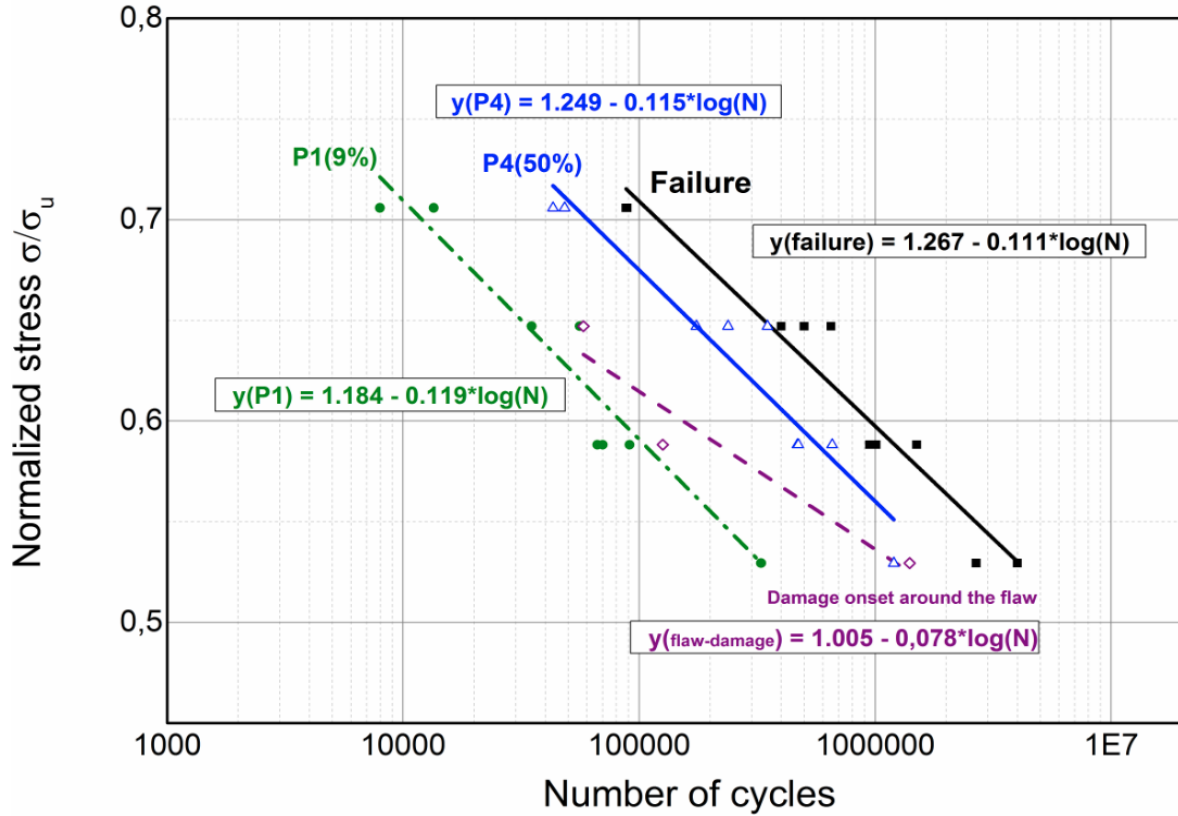


Figure 14: S/N fatigue life and AE damage onset curves around the flaw for 7 Hz fatigue tests at room temperature

4.5 Fatigue behavior of plain weave composites under 7 Hz at high temperature (120°C)

High temperature fatigue tests were performed on 10 coupons and the normalized fatigue load levels are also calculated relatively to the ultimate tensile force in a 120°C dry environment. The new ultimate load is normally smaller than the room temperature one. This can be explained by the effect that temperature have on the polymeric matrix which reduce the stiffness and the ultimate strength of the composite coupons [31]. The samples

were tested under three loading levels: 50%, 55% and 60% of high temperature UTL. For strain measurements at high temperature, the coupon compliances were obtained by using high-speed video-extensometer [32]. This non-contact measurement technique permits to estimate the in plane longitudinal strain of the sample. The increase in strain percentage is calculated from the difference of measured strain at 1000 cycles and the strain at a given number of loading cycles. The obtained difference is then divided by the strain at 1000 cycles to obtain the increase percentage. When an increase of 5 % of the strain is reached, the fatigue tests are stopped and C-scan measures were performed in order to verify the presence of macroscopic delamination on the Teflon tape zone [32]. Figure 15 shows C-scan results of fatigued samples at the end of the test. The AE activity was recorded all over the tests duration. AE monitoring was used as well as the AE localization procedure. Using the same approach as in the previous paragraph, it was possible to generate fatigue life curves associated with matrix cracking, edge delamination and the onset of the macroscopic interlaminar delamination propagation around the inserted artificial flaw. The AE data processing technique and the location setup were kept the same.

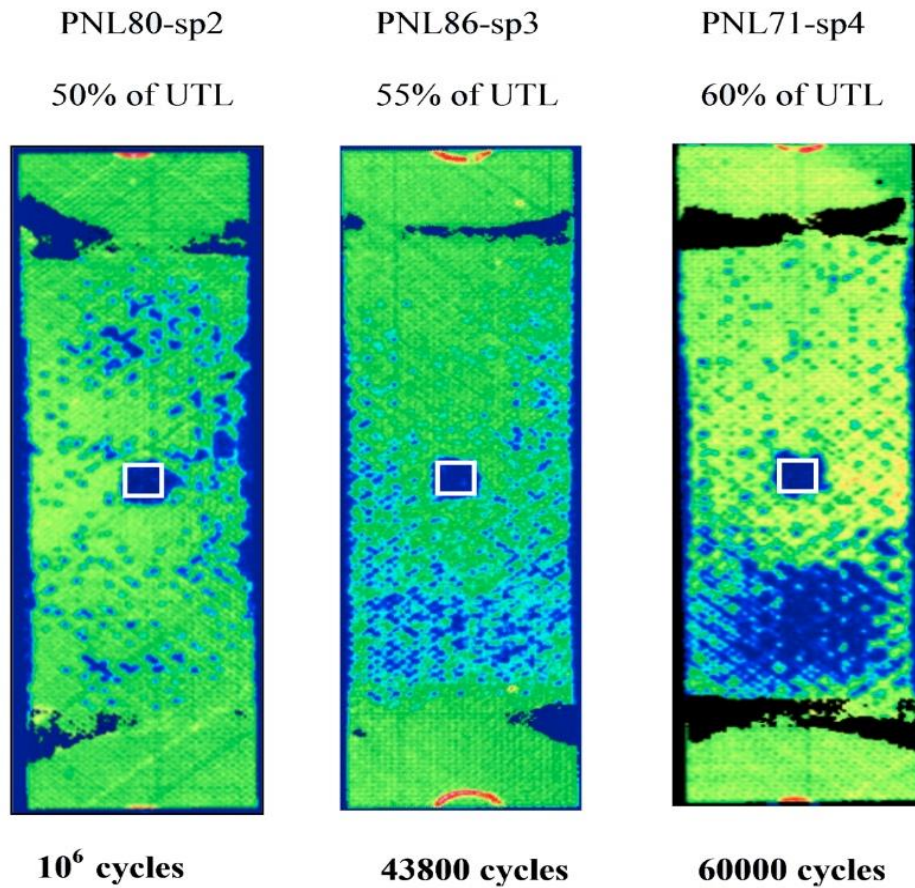


Figure 15: C-scan images showing the onset of delamination on the flaw for different loading levels

Figure 16 shows the obtained fatigue life models that outline the appearance of microscopic and macroscopic interface damage in plain weave composite subjected to cyclic loading at a high temperature 120°C. The applied normalized stress is expressed in terms of the logarithm of the number of fatigue cycles. Damage recognition achieved by performing C-Scan imagery subjected to 5% strain fatigue (Figure 15), confirms the presence of delamination growth areas around the artificial flaw. This inspection result validates the fatigue life model (5% strain increase) correlation with the onset of macroscopic delamination growth around the artificial flaw. The S/N curves result is similar to those obtained during fatigue cycling at room temperature fatigue. Matrix

cracking and microscopic edge's delamination happen first, and then damage starts to accumulate and evolve into macroscopic delamination growth. Table 3-a indicates the number of cycles between the onsets of the different failure modes. We notice that damage is propagating faster from edges to the flaw as we increase the fatigue load. The applied loads for room and high temperature tests are not similar. In conclusion, the results show that, it needs generally less time for delamination to growth around the artificial flaw in high temperature than in room temperature. Empirical formula for obtained onset damage predictive models for the material subjected to fatigue at high temperature are presented in table 3-b.

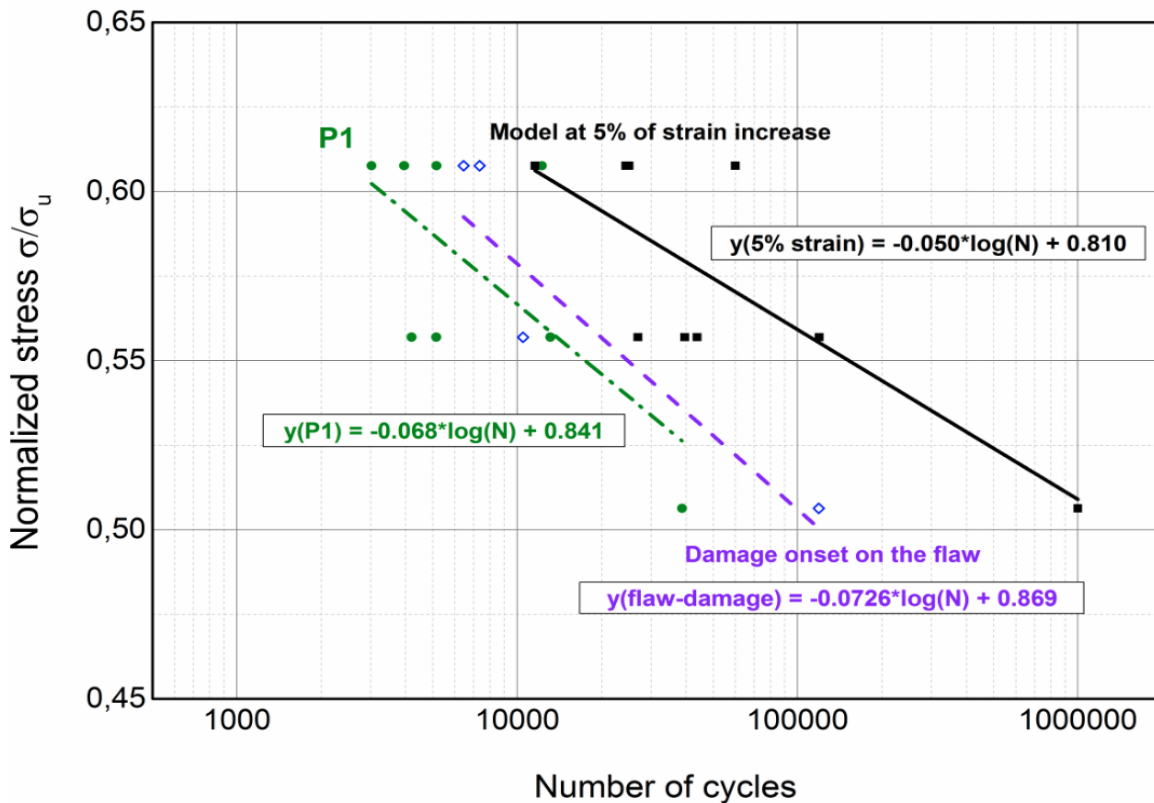


Figure 16: S/N fatigue life and damage onset curves for 7 Hz fatigue tests at high temperature

Table 3: Results for fatigue tests under 7 Hz at high temperature a) Number of cycles between the onsets of the different failure modes b) Expressions of fatigue life and damage onset curves

Load (%) of UTL	Number of cycles from P(localization) to 5% strain model	
50%	8,750	
55%	95,500	(a)
60%	1,045,918	

Damage Onset	Equations	
P1	$y=0.841-0.068*\log(N)$	(b)
P(localization)	$y=0.869-0.0726*\log(N)$	
5% strain model	$y=0.810-0.050*\log(N)$	

4.6 Fatigue behavior of plain weave composites under 15 Hz at room temperature

Nine coupons were tested at 15 Hz in order to know the fatigue life and damage onset curves. The coupons were subjected to the three loads applied for 7 Hz room temperature experiments except the 71% load that was not used for this frequency. Due to the high cycling frequency (15Hz), among the detected AE signals, multiple signals were associated with surfaces rubbing noises created during fatigue testing by crack opening and closure. Table 4-a contains the number of cycles that separates the damage onset, defined by fatigue life curve P1, from failure. For the lowest load, we notice that a large number of cycles are needed from damage initiation to reach failure (more than $6*10^6$ cycles). The models expressions are listed in table 4-b.

Table 4: Results for fatigue tests under 15 Hz at room temperature a) Number of cycles between the onsets of the different failure modes b) Expressions of fatigue life and damage onset curves

Load (%) of UTL	Number of cycles from P ₁ to failure
65%	174,274
59%	1,047,164
53%	6,138,479

(a)

Damage Onset	Equations
P ₁	$y=1.015 - 0.083*\log(N)$
Failure	$y=1.052 - 0.077*\log(N)$

(b)

To compare cyclic frequency influence on damage behaviour of the material, the fatigue life models associated with final failure and damage onsets (P₁) for 7 Hz and 15 Hz were plotted in the same graph as shown by figure 17. Two reversed behaviours are found in low and high loads. For example, when the applied load equals 65% of ultimate tensile load, samples cycled at 7 Hz show higher fatigue lives compared to samples cycled at 15 Hz to reach final failure. In the case of low applied load such as 53% of ultimate load, it has been found that the samples cycled at 15 Hz model show a greater tolerance to reach final failure than samples cycled at 7 Hz. This can be explained by the thermal degradation of the matrix due to the combination of high frequency and high loading force [33, 34]. The damage onset curves for both frequencies follow the same tendency. At a small load, the damage starts earlier for samples cycled at 7 Hz than for those samples cycled at 15 Hz. The greater the load the more the curves begin to approach each

other. At the highest load level (71% of UTL) the damage onset is premature for 15 Hz than for 7 Hz.

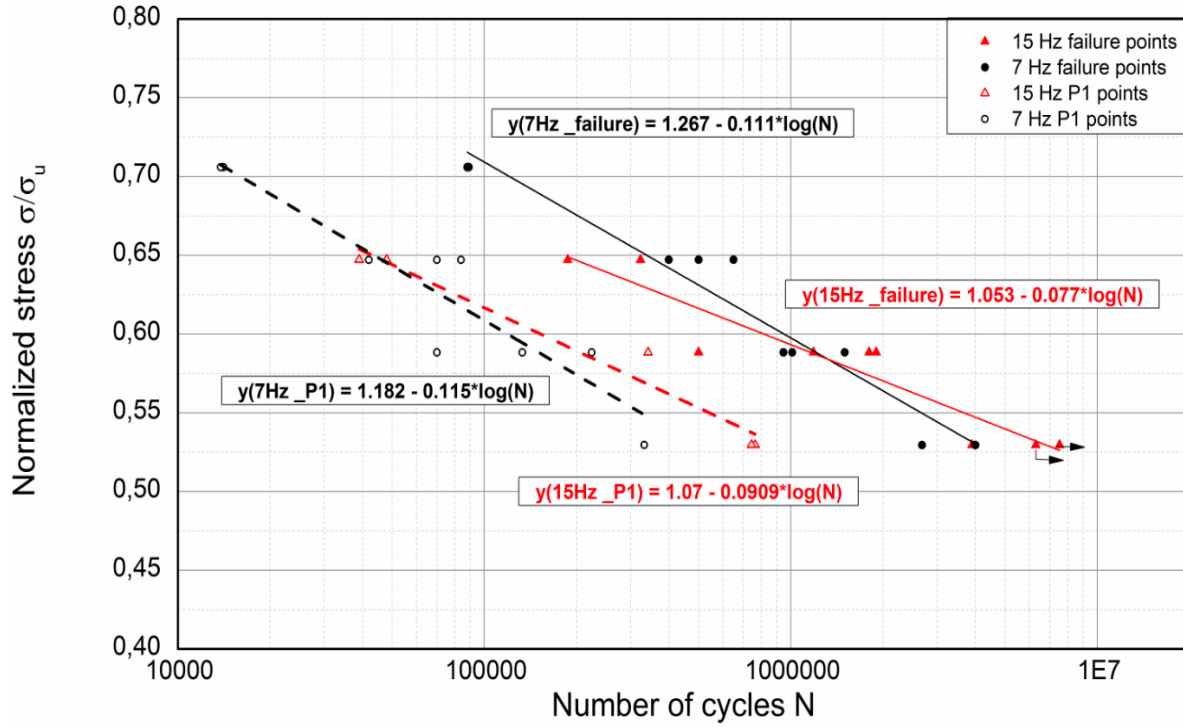


Figure 17: Comparison between the S/N fatigue life curves of 7 Hz and 15 Hz tests

4.7 Coefficients of S/N damage onset models obtained by AE monitoring

In order to summarize fatigue results based on S/N curve predictive models defined by the generalized expression: $\sigma/\sigma_{UTS} = a + b * \log(N)$, which **a** and **b** coefficients represent the material constants obtained by acoustic emission monitoring of damage onset, the coefficient values was projected in a same plot to define a possible similarity clusters of data. Figure 18 shows the projection of the **b** coefficient as function **a** coefficient for all fatigue tests done under 7 Hz cyclic frequency at room temperature, 15 Hz cyclic frequency under high temperature, and under 15 Hz cyclic frequency at room

temperature. The lowest values of b coefficient and the highest values of a coefficient were associated to samples that were fatigue tested under 7 Hz cycling frequency. For this data cluster, the values of a were found between [1.184 and 1.31], and b values are between [-0.137 and -0.111]. The highest values of b and the lowest values of a were found associated to samples cycled at 7 Hz under high temperature such as 120°C. Data cluster 2 was defined by b values between [-0.0726 and -0.068] and a values between [0.841 and 0.869]. The cluster 3 defines intermediate values of coefficients and was associated with data samples obtained by fatigue cycling at 15 Hz at room temperature. The corresponding values were [-0.083 and -0.077] for b coefficient and [1.015 to 1.052] for a coefficient.

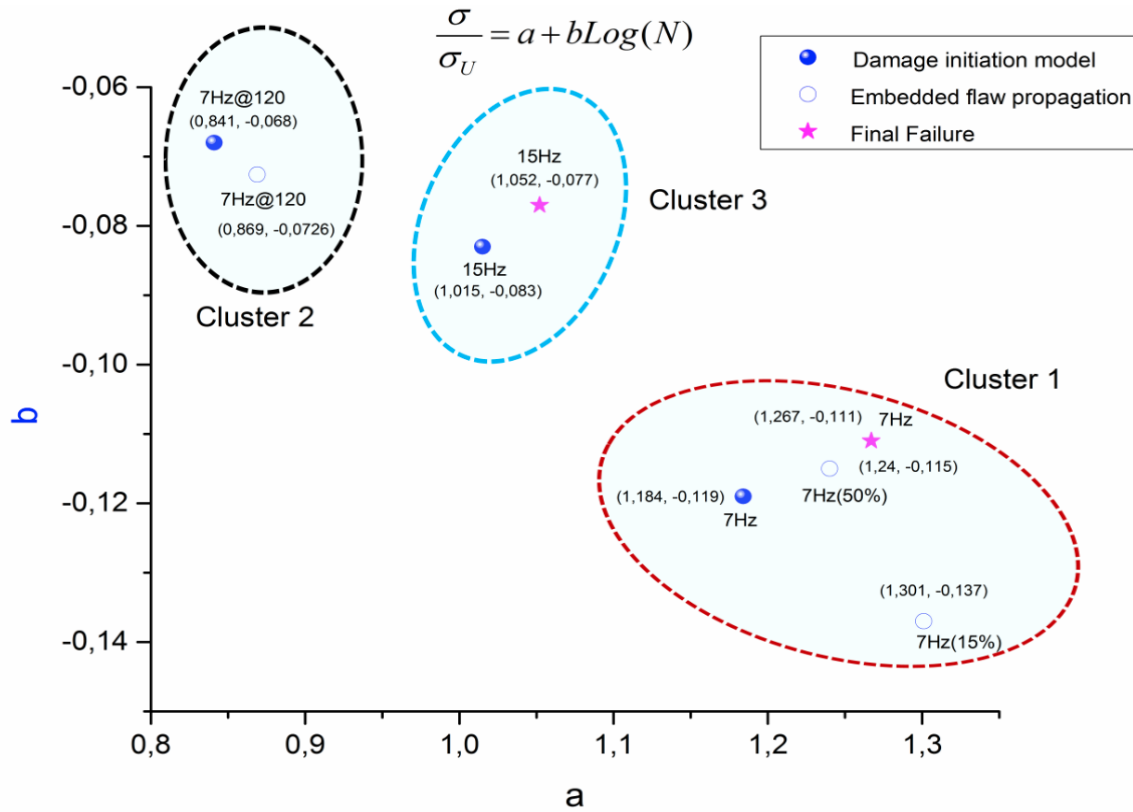


Figure 18: S/N coefficient data projection for all fatigue tests

5. Conclusion

This paper proposes the use of damage monitoring method to generate fatigue life curves to predict the delamination onset in plain weave carbon/epoxy quasi-isotropic composites. The composite samples contain an artificial Teflon tape that simulates the initial flaws which may occur during manufacturing process of the material. The acoustic emission technique is used as a health monitoring technique for entire damage surveillance during tension-tension fatigue testing. The experimental S/N lifetimes tests data were used to develop predictive fatigue life models and to establish delamination onset thresholds. It was found that:

- The presence of an artificial flaw in the samples reduces their static strength and fatigue life.
- The onset of fatigue damage and macroscopic delamination were predicted by establishing log-linear models.
- AE signals associated with macroscopic delamination grow are characterized by large duration AE waveforms and low frequency spectra, and those associated with matrix cracking and edge delamination were associated with short AE waveforms and low frequency spectra.
- It appears that during the cycling of the composite, the damage starts with the initiation of matrix micro cracking and the initiation of microscopic delamination at the sample edges. It was the only number of cycles later than the macroscopic delamination associated with the embedded flaw starts to growth and continues propagating until the final rupture.

- It has been proven by means of Zonal AE location technique that the damage in the flaw zone starts and grows until becoming a macroscopic delamination. This occurs visibly after the initiation of edge delamination.
- Delamination around the flaw starts to growth at about 50% of fatigue life failure.
- Cyclic testing at a high temperature demonstrates that macroscopic delamination is developed more quickly around the flaw than during fatigue testing at room temperature.
- The influence of a higher frequency (15 Hz) is observed on the fatigue life curve of the composite. In fact, the behaviour is reversing at high and low cyclic applied loads in comparison with 7 Hz fatigue life curve.

ACKNOWLEDGEMENTS

This work was funded by The Consortium for Research and Innovation in Aerospace in Québec (CRIAQ), Natural Sciences and Engineering Research Council of Canada (NSERC), Bell Helicopter Textron Company (BHTC), Bombardier Aerospace (BA), L-3 MAS Communications and Mitacs. Authors fully acknowledge Jiaping Wu for his help on mechanical testing and damage localization by acoustic emission.

REFERENCES

- [1] Tay, T. E. (2003). Characterization and analysis of delamination fracture in composites: an overview of developments from 1990 to 2001. *Applied Mechanics Review*, volume 56, numéro 1, p. 1-32
- [2] Khan, R., Khan, Z., Al-Sulaiman, F. et Merah, N. (2002). Fatigue life estimates in woven carbon fabric/epoxy composites at non-ambient temperatures. *Journal of Composite Materials*, volume 36, numéro 22, p. 2517-35.
- [3] Zhou, Y., Lu, Z. et Yang, Z. (2013). Progressive damage analysis and strength prediction of 2D plain weave composites. *Composites Part B: Engineering*, volume 47, p. 220-9.
- [4] *Handbook of Technical Textiles*, Edited by A R Horrocks and S C Anand, Woodhead publishing limited, Cambridge England, 2000.
- [5] Military handbook, MIL-HDBK-17-13F, Polymer Matrix Composites, U.S. Department of Defence (2002)
- [6] Silversides, I., Maslouhi, A. et LaPlante, G. (2013). Acoustic emission monitoring of interlaminar delamination onset in carbon fibre composites. *Structural Health Monitoring*, volume 12, numéro 2, p. 126-140.
- [7] M.A. Hamstad. "A review: acoustic emission source, a tool for composite materials studies". *ExpMech* 1986; 26(1):7-13.
- [8] A. Tobias, "Acoustic-emission source location in two dimensions by an array of three sensors". *Non-Destructive Testing* 1976; 9:9-12.
- [9] Berkovits, A. et Fang, D. (1995). Study of fatigue crack characteristics by acoustic emission. *Engineering Fracture Mechanics*, volume 51, numéro 3, p. 401-16.
- [10] Rotem, A. et Altus, E. (1979). Fracture modes and acoustic emission of composite materials. *Journal of Testing and Evaluation*, volume 7, numéro 1, p. 33-40.
- [11] Kanji Ono and AntolinoGallego, Research and application of AE on advanced Composites, 30th European Conference on Acoustic Emission Testing & 7th International Conference on Acoustic Emission at University of Granada, 12-15 September 2012 (EWGAE 2012).
- [12] Vanlanduit, S., Vanherzeele, J., Longo, R. et Guillaume, P. (2009). A digital image correlation method for fatigue test experiments. *Optics and Lasers in Engineering*, volume 47, numéro 3-4, p. 371-8.

- [13] ASTM standard : Standard Terminology for Nondestructive Examinations, reference: E1316-13d
- [14] Pandita, S. D., Huysmans, G., Wevers, M. et Verpoest, I. (2001). Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis directions. *Composites - Part A: Applied Science and Manufacturing*, volume 32, numéro 10, p. 1533-1539.
- [15] de Vasconcellos, D. S., Touchard, F. et Chocinski-Arnault, L. (2014). Tension-tension fatigue behaviour of woven hemp fibre reinforced epoxy composite: A multi-instrumented damage analysis. *International Journal of Fatigue*, volume 59, p. 159-69.
- [16] Li, D., Hu, Q. et Ou, J. (2012). Fatigue damage evolution and monitoring of carbon fiber reinforced polymer bridge cable by acoustic emission technique. *International Journal of Distributed Sensor Networks*, volume 2012,
- [17] Dassios, K. G., Kordatos, E. Z., Aggelis, D. G. et Matikas, T. E. (2014). Crack growth monitoring in ceramic matrix composites by combined infrared thermography and acoustic emission. *Journal of the American Ceramic Society*, volume 97, numéro 1, p. 251-257.
- [18] Aggelis, D. G., Soulioti, D. V., Sapouridis, N., Barkoula, N. M., Paipetis, A. S. et Matikas, T. E. (2011). Acoustic emission characterization of the fracture process in fibre reinforced concrete. *Construction and Building Materials*, volume 25, numéro 11, p. 4126-4131.
- [19] Liu, C., Cheng, L., Luan, X., Li, B. et Zhou, J. (2008). Damage evolution and real-time non-destructive evaluation of 2D carbon-fiber/SiC-matrix composites under fatigue loading. *Materials Letters*, volume 62, numéro 24, p. 3922-3924.
- [20] Bouchak, M., Farrow, I. R., Bond, I. P., Rowland, C. W. et Menan, F. (2007). Acoustic emission energy as a fatigue damage parameter for CFRP composites. *International Journal of Fatigue*, volume 29, numéro 3, p. 457-70.
- [21] Philippidis, T. P. et Assimakopoulou, T. T. (2008). Using acoustic emission to assess shear strength degradation in FRP composites due to constant and variable amplitude fatigue loading. *Composites Science and Technology*, volume 68, numéro 3-4, p. 840-847.
- [22] Caprino, G., Teti, R. et De Iorio, I. (2005). Predicting residual strength of pre-fatigued glass fibre-reinforced plastic laminates through acoustic emission monitoring. *Composites Part B: Engineering*, volume 36, numéro 5, p. 365-371.

- [23] Toyama, N., Koo, J. -, Oishi, R., Enoki, M. et Kishi, T. (2001). Two-dimensional AE source location with two sensors in thin CFRP plates. *Journal of Materials Science Letters*, volume 20, numéro 19, p. 1823-5.
- [24] M.A.Hamstad (2008). Comparison of wavelet transform and choi-williams distribution to determine group velocities for different acoustic emission sensors. *Journal of acoustics*, volume 26,
- [25] AEwinTM Software user manual (2011), Mistras Group Inc., products and system devision, Princeton Junction, NJ, USA
- [26] Alleyne, D. et Cawley, P. (1991). A two-dimensional Fourier transform method for the measurement of propagating multimode signals. *Journal of the Acoustical Society of America*, volume 89, numéro 3, p. 1159-68.
- [27] P. L. Braisaz, N. Kanouni& A. Maslouhi (2015). Fatigue damage monitoring and stiffness assessment in plain weave composites by means of acoustic emission and digital image correlation, *Proceedings of the Tenth Joint Canada-Japan Workshop on Composites*. DEStech Publication inc., Vancouver, Canada,
- [28] Ndiaye I., Maslouhi A., Denault J., (2000). Characerization of Interfacial Properties of Composite Materials by Acoustic Emission. *Polymer Composites Vol.21 no.4*.
- [29] Braisaz-Latille, P. Kanouni, N. Et A. Maslouhi. Characterization of fatigue delamination growth from embedded flaw in plain weave composites by using hybrid monitoring approach. Submitted paper for Structural Health Monitoring (January 2015).
- [30] Moachen, G (2003). Analysis of source location algorithms: Part I. Overview and non-iterative methods. *J. Acoust. Emiss.* 21, 14– 28
- [31] Mivehchi, H. et Varvani-Farahani, A. (2010). The effect of temperature on fatigue damage of FRP composites. *Journal of Materials Science*, volume 45, numéro 14, p. 3757-67.
- [32] M. Khay, M. Cardonne, P. L. Vachon, M. Dube and A. D. Ngo, R. Ganesan (2015). Experimental Investigation of the Tensile-Tensile Fatigue Behaviour of Carbon/Epoxy Plain Weave Laminates, *Proceedings of the Tenth Joint Canada-Japan Workshop on Composites*. DEStech Publication inc., Vancouver, Canada,
- [33] Minak, G. (2010). On the determination of the fatigue life of laminated graphite-epoxy composite by means of temperature measurement. *Journal of Composite Materials*, volume 44, numéro 14, p. 1739-1752.

- [34] Kharrazi, M. R. et Sarkani, S. (2001). Frequency-dependent fatigue damage accumulation in fiber-reinforced plastics. *Journal of Composite Materials*, volume 35, numéro 21, p. 1924-53.

Chapitre 5 TRAVAUX DE CALIBRATION

5.1 Inspection des échantillons de test

Les échantillons testés dans le cadre du présent travail contiennent un défaut artificiel sous forme d'un film de téflon inséré entre les couches d'un composite quasi-isotrope ayant la séquence d'empilement suivante $[45/0/-45/90]_s$. L'inspection par la technique d'antenne multi-éléments est utilisée afin de pouvoir localiser le défaut artificiel entre les couches du stratifié. L'inspection des échantillons a été effectuée par l'imagerie B-Scan en utilisant l'*OmniScan MX* ayant une sonde multi-éléments (64 éléments) montée sur un sabot. Ce dispositif est fabriqué par la société Olympus (figure 45).



Figure 45 : Dispositif expérimental pour les mesures B-scan

Les tests ont été effectués sur 20 échantillons de dimensions 20''x3''. La figure 46 montre que le défaut artificiel est situé entre la troisième et la quatrième couche. Le résultat montre un exemple d'une mesure B-scan sur un échantillon. La taille du défaut a été aussi mesurée et les moyennes des mesures donnent 13,3 mm*13,3 mm ce qui présente une erreur de mesure de 4,8 % de la valeur nominale de la dimension du défaut égale à 12,7 mm *12,7 mm.

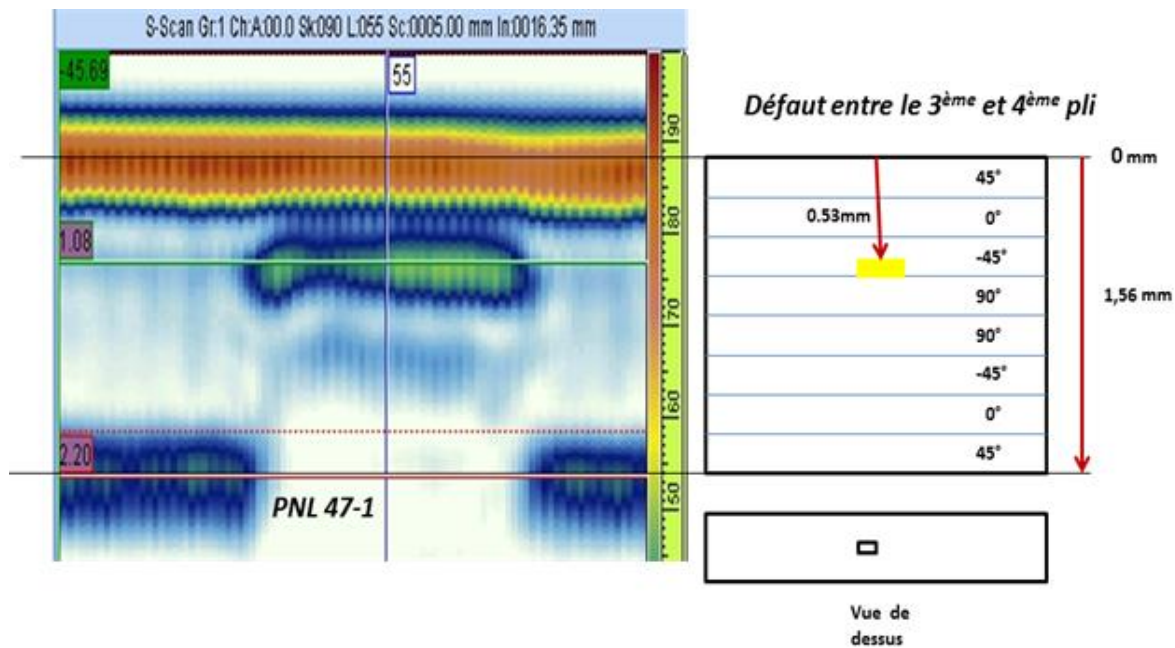


Figure 46: Localisation par B-scan du film de téflon entre les couches du composite testé

5.1 Paramètres de mesures

Les premiers travaux réalisés portaient sur la calibration du dispositif Mistras qui va être utilisé pour le monitoring des essais par émission acoustique. Des essais par mine de crayon sur l'échantillon à vide ou monté sur la machine MTS de fatigue ont été faits. A la suite de ces essais on a pu choisir les paramètres adéquats pour nos réglages pour les essais de traction et les essais de fatigue: (tableau 3)

Tableau 3 : Paramètres de réglage du dispositif acoustique

Seuil de détection (Threshold)	50 dB/75 dB
Hit Definition Time (HDT)	800 μs
Peak Definition Time (PDT)	200 μs
Hit Lock out Time (HLT)	1000μs
Fréquence d'échantillonnage	5 Mhz
Filtre (gamme d'acquisition)	[100 khz-2 Mhz]
Nombre de points	1024

5.2 Choix des capteurs : caractéristiques et justifications

Le choix d'un capteur piézoélectrique pour une application d'émission acoustique doit tenir compte de sa bande fréquentielle ainsi que de sa sensibilité. La taille du capteur ainsi que sa température maximale de manœuvre sont importants selon le cas étudié. Le choix a été fait sur deux types de capteurs fabriqués par la firme *Physical Acoustics*.

Un capteur WD :

C'est un capteur dont la courbe de réponse est une large bande [125 kHz-1 Mhz] permettant de capter une grande plage de signaux d'émission acoustique. Aussi, il a une sensibilité de -61 dB pour une référence en $V/\mu\text{bar}$. Cependant, il faut signaler que ce capteur est particulièrement résonnant pour les fréquences de 125 kHz à 450 kHz. C'est aussi un capteur différentiel qui permet de diminuer l'influence du bruit sur les signaux captés [68]. Les dimensions de ce capteur ainsi que sa courbe de réponse sont présentées dans la figure 47.

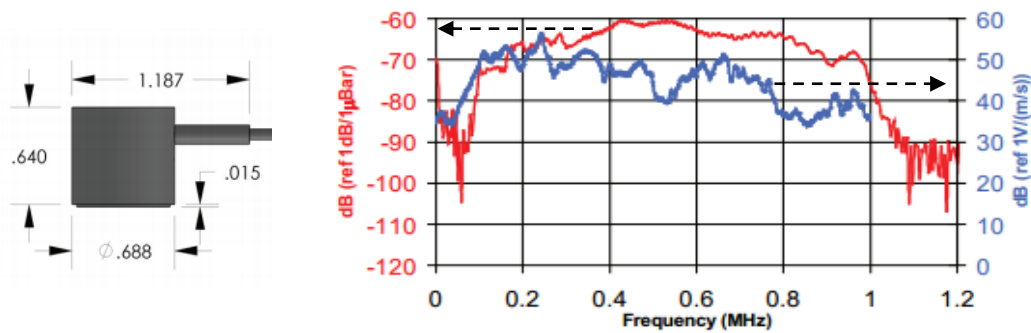


Figure 47 : Dimensions et courbe de réponse du capteur WD [68]

Un capteur miniature HD2WD :

C'est un capteur de très petite taille (figure 48) qui est caractérisé par une plage de réponse assez large [330 kHz-1850 kHz] et une bonne sensibilité de -70 dB pour une référence en $V/\mu\text{bar}$. En effet, la réponse de ce capteur s'étend jusqu'à 1,6 MHz [68].

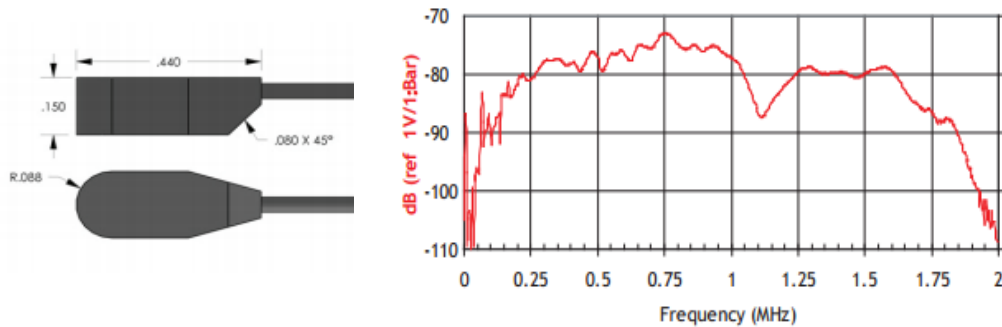


Figure 48 : Dimensions et courbe de réponse du capteur HD2WD [68]

Les caractéristiques de ces deux capteurs précédemment sont en effet complémentaires et leur utilisation dans les essais va permettre de couvrir l'ensemble de la plage fréquentielle correspondant aux différents modes de rupture (chapitre état de l'art).

Le choix des capteurs a été basé sur la courbe de réponse de chacun (capteur WD et capteur HD2WD). Puisque le capteur miniature HD2WD peut travailler dans une large bande fréquentielle allant jusqu'à haute fréquence 1,6 MHz, il a été important de vérifier son fonctionnement dans les basses et moyennes fréquences là où le grand capteur WD a particulièrement une bonne réponse.

L'idée était alors de placer le capteur HD2WD sur une plaque d'essai du même matériau étudié (12''x12'' fourni par Bell Helicopter) et d'envoyer à l'aide d'un pulseur des fréquences pures 150 kHz, 250 kHz et 500 kHz tout en changeant la position suivant la direction des fibres dans la plaque (figure 49).

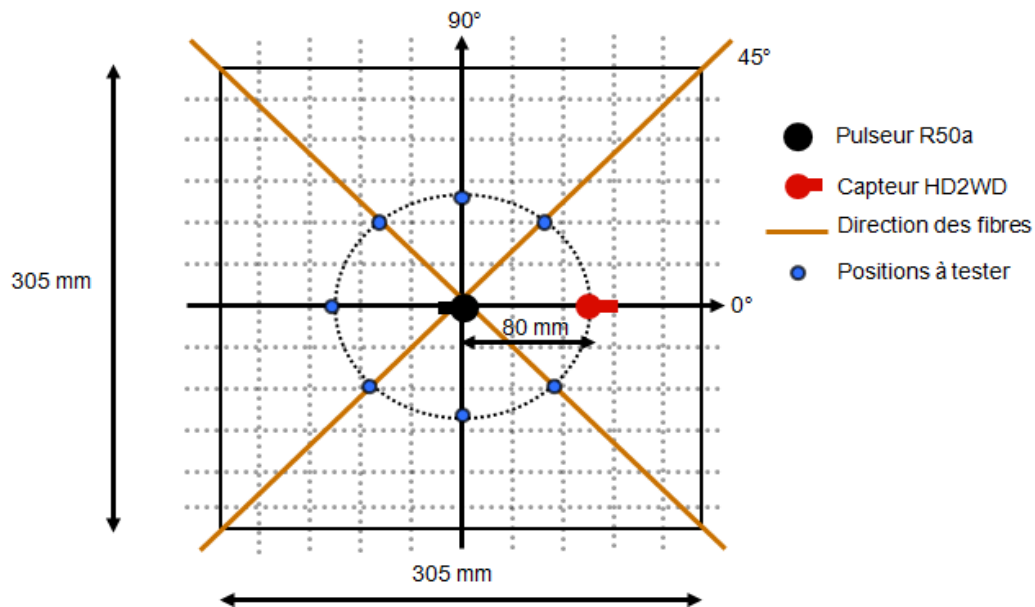


Figure 49 : Positionnement du capteur et du pulseur suivant la direction des fibres dans la plaque

La valeur mesurée est la moyenne RMS du signal enregistré par le capteur HD2WD selon la fréquence et la direction des fibres (figure 50).

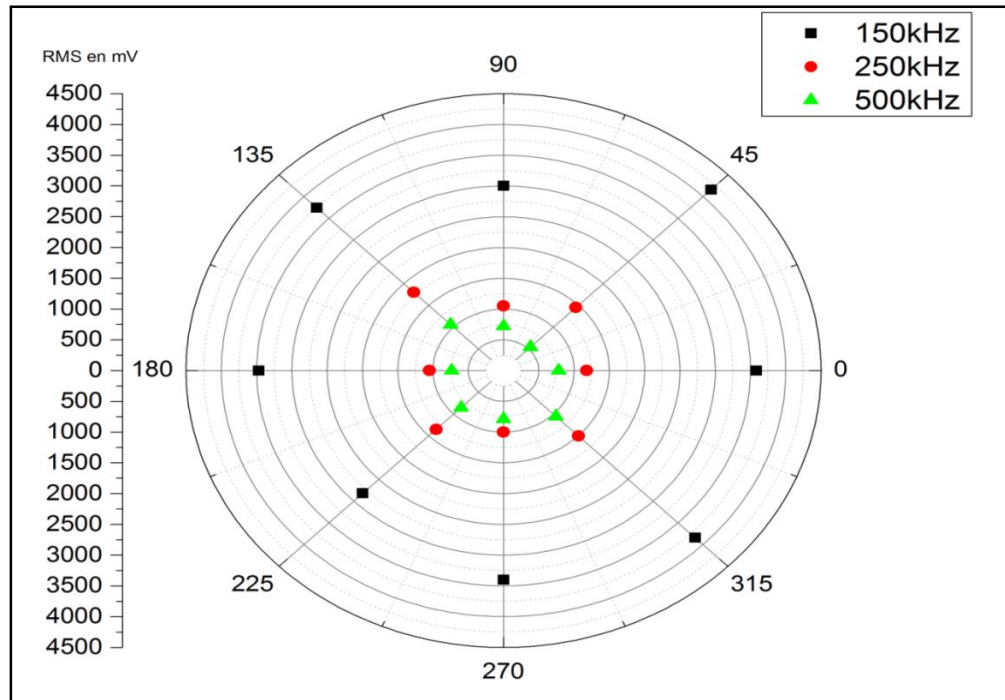


Figure 50 : Valeurs de la moyenne RMS des signaux enregistrés par le capteur suite à une excitation sinusoïdale dans les directions des fibres

La figure montre qu'en basses fréquences (150 kHz et 250 kHz). Le capteur miniature est capable d'enregistrer les phénomènes favorisés essentiellement par la fissuration de la matrice. Il est aussi opérationnel dans les plages de hautes fréquences relatives généralement à la décohésion fibre/matrice et la rupture des fibres. Les deux capteurs permettent alors de couvrir toute la plage fréquentielle d'une activité acoustique générée par un composite.

5.3 Mesures d'atténuation

Afin de savoir l'emplacement idéal des capteurs sur l'échantillon pour les essais, il faut avoir une idée sur l'atténuation des ondes de Lamb qui vont être générées dans le matériau [69]. Pour cela, un simple essai est réalisé sur une plaque BHTC avec 4 capteurs WD sur la direction 0° et espacés de 6 cm l'un de l'autre. Une mine de crayon est cassée sur le bord de la plaque et on enregistre les amplitudes des signaux captés par ces capteurs [70]. Le résultat (figure 51) montre que l'amplitude reste généralement constante malgré que l'onde ait traversé toute la longueur de la plaque.

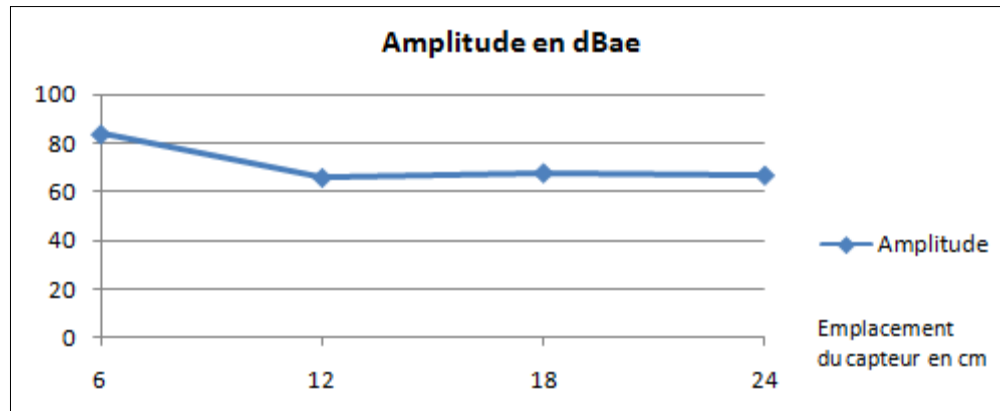


Figure 51 : Niveau d'atténuation dans le matériau composite utilisé

En se basant sur ce résultat on a pu fixer les capteurs selon la disposition suivante de manière à éviter les effets de bords (Figure 52). On doit signaler que les mêmes résultats ont été trouvés pour le capteur miniature HD2WD.

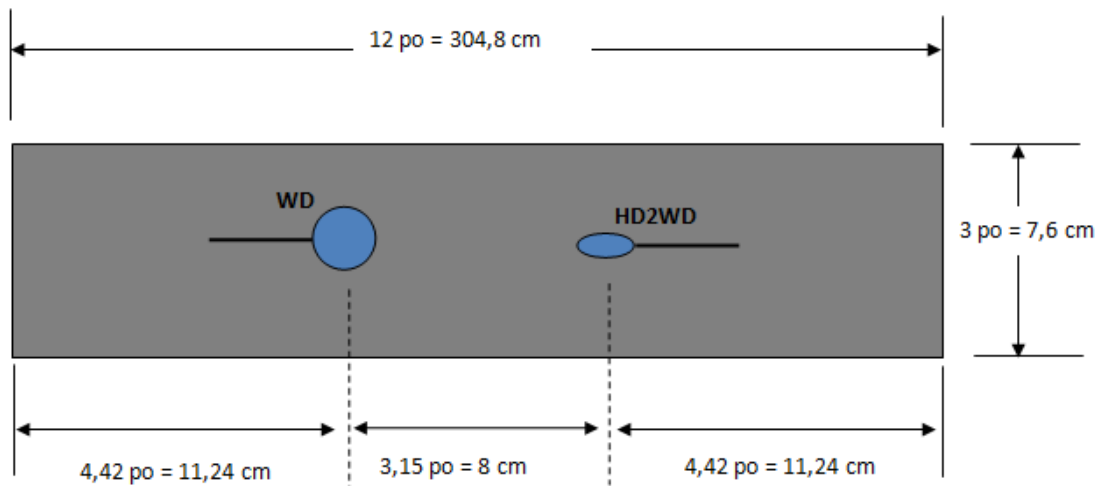


Figure 52 : Positionnement des capteurs sur les échantillons d'essais

Chapitre 6 CONCLUSION

L'étude du comportement des matériaux composites en fatigue est un important domaine de recherche qui fait appel à des compétences pluridisciplinaires.

Le contrôle non destructif et plus particulièrement le suivi par émission acoustique constitue une méthode pouvant fournir plusieurs informations sur l'endommagement de la structure. Elle permet aussi de mettre en place des lois de comportements qui permettent de prédire la durée de vie restante en fatigue.

Le but de ce travail est d'exploiter l'émission acoustique afin de pouvoir distinguer les modes de rupture dans un composite tissé à savoir le début de la délamination venant des bords et autour d'un défaut artificiel inséré entre ses couches. Des modèles d'initiation d'endommagement ont été établis sous forme d'équations linéaires en fonction du logarithme du nombre de cycles en fatigue tension-tension.

C'est un travail original dont la méthodologie utilisée et les résultats trouvés peuvent être exploités pour implémenter un système de surveillance de l'état de santé des structures composites aéronautiques sollicitées en fatigue dans l'objectif de planifier l'opération de leur maintenance. Cela aidera par la suite dans la phase de dimensionnement des structures de prendre en considération le seuil d'initiation de leur endommagement et non le seuil de rupture. A la fin de ce travail, on était en mesure de :

- Générer des courbes S/N de début d'endommagement dans tout l'échantillon ainsi qu'autour du défaut inséré dans différentes conditions d'essais.
- Quantifier l'effet de la température et de la fréquence sur l'endommagement et comparer les différents modèles.

La génération des courbes de durée de vie en fatigue qui pointent plusieurs niveaux d'endommagement au sein du matériau constitue un des résultats importants de ce travail. De surcroît, inclure un défaut artificiel dans un stratifié à renfort tissé pour étudier l'initiation de sa propagation sous une sollicitation en fatigue tension-tension constitue à lui seul un nouvel

aspect qui n'a jamais été traité dans un travail de recherche. La suite du projet contient la réalisation des essais de flexion à trois points ainsi que des essais de compression en tenant compte de l'aspect haute température et humidité. Des essais en mode I et mode mixte vont être réalisés afin d'avoir les valeurs critiques des taux de restitution de l'énergie de déformation. L'émission acoustique s'impose toujours comme un moyen de surveillance dont l'utilisation peut s'adapter à la nature des essais et leurs contraintes environnementales. D'autres techniques comme la corrélation d'images numériques, la microscopie électronique à balayage ou l'imagerie numérique par rayon x seront utilisées pour le reste des essais du projet COMP 407.

LISTE DES RÉFÉRENCES

- [1] Krueger, R., Paris, I. L., O'Brien, T. K. et Minguet, P. J. (2002). Fatigue life methodology for bonded composite skin/stringer configurations. *Journal of Composites Technology and Research*, volume 24, numéro 2, p. 56-79.
- [2] Van Paepegem, W. et Degrieck, J. (2001). Modelling strategies for fatigue damage behaviour of fibre-reinforced polymer composites. *European Journal of Mechanical and Environmental Engineering*, volume 46, numéro 4, p. 217-227.
- [3] Nicolas REVEST (2011) : « Comportement en fatigue de pièces épaisses en matériaux composites ». Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 250p.
- [4] Ahmed MASLOUHI, Cours GMC 732: « Notions sur la durabilité des composites et l'impact » Université de Sherbrooke, département de génie mécanique, 41 p.
- [5] Mivehchi, H. et Varvani-Farahani, A. (2010). The effect of temperature on fatigue damage of FRP composites. *Journal of Materials Science*, volume 45, numéro 14, p. 3757-67.
- [6] Pandita, S. D., Huysmans, G., Wevers, M. et Verpoest, I. (2001). Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis directions. *Composites - Part A: Applied Science and Manufacturing*, volume 32, numéro 10, p. 1533-1539.
- [7] Lionel MARCIN (2010) : « Modélisation du comportement de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renfort tissé pour le dimensionnement robuste des structures ».Thèse de doctorat, L'Université Bordeaux 1, École doctorale des sciences physiques et de l'ingénierie, 204p.

-
- [8] Khan, R., Khan, Z., Al-Sulaiman, F. et Merah, N. (2002). Fatigue life estimates in woven carbon fabric/epoxy composites at non-ambient temperatures. *Journal of Composite Materials*, volume 36, numéro 22, p. 2517-35.
- [9] Shiino, M. Y., Faria, M. C. M., Botelho, E. C. et De Oliveira, P. C. (2012). Assessment of cumulative damage by using ultrasonic C-scan on carbon fiber/epoxy composites under thermal cycling. *Materials Research*, volume 15, numéro 4, p. 495-499.
- [10] Kharrazi, M. R. et Sarkani, S. (2001). Frequency-dependent fatigue damage accumulation in fiber-reinforced plastics. *Journal of Composite Materials*, volume 35, numéro 21, p. 1924-53.
- [11] Minak, G. (2010). On the determination of the fatigue life of laminated graphite-epoxy composite by means of temperature measurement. *Journal of Composite Materials*, volume 44, numéro 14, p. 1739-1752.
- [12] Srinivasan Sridharan and al. *Delamination behaviour of composites*, 2008 édition. Wood head Publishing limited, Cambridge England, 739 p.
- [13] Pongtorn PROMBUT (2007). Caractérisation de la propagation de délaminage dans des stratifiés composites multidirectionnels. Thèse de doctorat, Université de Toulouse III-Paul Sabatier, École Nationale Supérieure d'Ingénieurs de Constructions Aéronautiques - Département Génie Mécanique,
- [14] ASTM (2007). Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. Volume D5528,
- [15] Ronald Krueger (2012). Application of Benchmark Examples to Assess the Single and Mixed-Mode Static Delamination Propagation Capabilities in ANSYS. National Institute of Aerospace, Hampton Virginia,

- [16] Silversides, I., Maslouhi, A. et LaPlante, G. (2013). Acoustic emission monitoring of interlaminar delamination onset in carbon fibre composites. *Structural Health Monitoring*, volume 12, numéro 2, p. 126-140.
- [17] ASTM (2006). Standard Test Method for Mixed Mode I-Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber Reinforced Polymer Matrix Composites. Volume D6671 / D6671M – 06.
- [18] Ronald Krueger (2002). The Virtual Crack Closure Technique: History, Approach and Applications (ICASE Report No. 2002-10). NASA Langley Research Center, Hampton, Virginia,
- [19] Vandellos.T, Carrère.N, Huchette.C, Martin.E (2011). Vers un modèle de zones cohésives adapté à l'étude du délaminage dans les composites stratifiés. Dans 10ème Colloque National en Calcul des Structures, ONERA,
- [20] Vandellos, T., Carrère, N. and Huchette, C. (2014). Comportement en fatigue avant et après impact de composites tissés chanvre/epoxy, Thèse de doctorat, ONERA, Département des Matériaux et Structures Composites, Toulouse, France.
- [21] Volokh, K. Y. (2004). Comparison between cohesive zone models. *Communications in Numerical Methods in Engineering*, volume 20, numéro 11, p. 845-856.
- [22] Seth Stovack Kessler (2002). Piezo-electric based in-situ damage detection of composites materials for structural health monitoring system. doctorat, Massachusetts Institut of technology, Departement of Aeronautics and Astronautics,
- [23] <http://www.olympus-ims.com/en/phasedarray/>
- [24] Lamb H. On waves in an elastic plate. *Proc R Soc A – Math PhysEngSci* 1917; 93(648):114–28
- [25] Victor Giurgiutiu Structural Health Monitoring with piezoelectric wafer active sensors. AP, 747 p.

-
- [26] Yuan, F. G. et Wang, L. (2007). Group velocity and characteristic wave curves of Lamb waves in composites: Modeling and experiments. *Composites Science and Technology*, volume 67, numéro 7-8, p. 1370-84.
- [27] J. Sadler & R. Gr. Maev (2007). Experimental and theoretical basis of Lamb waves and their applications in material sciences (Synthèse). Center of Imaging Research and Advanced Materials Characterization, Department of physics, University of Windsor, 707 p.
- [28] Monnier, T. (2001). Ondes de Lamb dans les milieux stratifiés, application à la surveillance in situ et en temps réel de l'endommagement de structures composites. INSA Lyon, Lyon,
- [29] Nayfeh, A. H. et Chimenti, D. E. (1989). Free wave propagation in plates of general anisotropic media. *Transactions of the ASME. Journal of Applied Mechanics*, volume 56, numéro 4, p. 881-6.
- [30] Nayfeh, A. H. (1991). The general problem of elastic wave propagation in multilayered anisotropic media. *Journal of the Acoustical Society of America*, volume 89, numéro 4, p. 1521-31.
- [31] Liu GR, Xi ZC. Elastic waves in anisotropic laminates. Boca Raton (FL): CRC Press; 2002.
- [32] Quaegebeur, N., Micheau, P., Masson, P. et Maslouhi, A. (2010). Structural health monitoring strategy for detection of interlaminar delamination in composite plates. *Smart Materials and Structures*, volume 19, numéro 8, p. 085005 (9 pp.)
- [33] Alleyne, D. et Cawley, P. (1991). A two-dimensional Fourier transform method for the measurement of propagating multimode signals. *Journal of the Acoustical Society of America*, volume 89, numéro 3, p. 1159-68.
- [34] Zhongqing Su & Lin Ye, Identification of Damage Using Lamb Waves: From Fundamentals to Applications, 346 p.

- [35] M. Wevers, M. Surgeon. (2000). Acoustic Emission and composites (synthèse). Katholieke universiteit, Leuven, Belgium,
- [36] Pollock, A. (2003). Acoustic Emission Inspection (Technical Report). Physical Acoustics Corporation,
- [37] Anne Marec (2008). Contrôle de santé des matériaux hétérogènes par émission acoustique et acoustique non linéaire : Discrimination des mécanismes d'endommagement et estimation de la durée de vie restante. Doctorat, Université du Maine, 128 p.
- [38] Surgeon, M. et Wevers, M. (1999). Modal analysis of acoustic emission signals from CFRP laminates. NDT&E International, volume 32, numéro 6, p. 311-22.
- [39] Chen, O., Karandikar, P., Takeda, N. et Kishi, T. (1992). Acoustic emission characterization of a glass-matrix composite. Dans 5th International Symposium on Non destructive Characterization on Materials, volume 8-9UK, p. 869-78.
- [40] Kim, S. -. et Lee, Y. -. (1997). Characteristics of damage and fracture process of carbon fiber reinforced plastic under loading-unloading test by using AE method. Dans 11th International Conference on the Strength of Materials, volume 234-236. Elsevier, Switzerland, p. 322-6.
- [41] Ceysson, O., Salvia, M. et Vincent, L. (1996). Damage mechanisms characterisation of carbon fibre/epoxy composite laminates by both electrical resistance measurements and acoustic emission analysis. Scripta Materialia, volume 34, numéro 8, p. 1273-80.
- [42] Barre, S. et Benzeggagh, M. L. (1994). On the use of acoustic emission to investigate damage mechanism in glass-fibre-reinforced polypropylene. Composites Science and Technology, volume 52, numéro 3, p. 369-376.

-
- [43] Kotsikos, G., Evans, J. T., Gibson, A. G. et Hale, J. (1999). Use of acoustic emission to characterize corrosion fatigue damage accumulation in glass fiber reinforced polyester laminates. *Polymer Composites*, volume 20, numéro 5, p. 689-96.
- [44] M. Giordano, A. Calabro, C. Esposito, A. D'Amore, and L. Nicolais. An Acoustic Emission Characterization Of The Failure Modes In Polymer-Composite Materials. *Composites Science and Technology*, 58:1923–1928, 1998.
- [45] Ramirez-Jimenez, C., Papadakis, N., Reynolds, N., Gan, T. H., Purnell, P. et Pharaoh, M. (2004). Identification of failure modes in glass/polypropylene composites by means of the primary frequency content of the acoustic emission event. *Composites Science and Technology*, volume 64, numéro 12, p. 1819-27.
- [46] De Groot, P. J., Wijnen, P. A. M. et Janssen, R. B. F. (1995). Real-time frequency determination of acoustic emission for different fracture mechanisms in carbon/epoxy composites. *Composites Science and Technology*, volume 55, numéro 4, p. 405-12.
- [47] Maslouhi Ahmed (1988) Identification des micro-endommagements dans les composites carbone-époxyde par l'analyse temporelle et spectral des signaux détectés par les techniques d'émission acoustique. Thèse de doctorat en sciences appliquées, Université de Sherbrooke, Génie mécanique, Sherbrooke, Canada, 233p.
- [48] S. Huguet, Application de classificateurs aux données d'émission acoustique : identification de la signature acoustique des mécanismes d'endommagement dans les composites à matrice polymère, Thèse à l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2002.
- [49] Li, D., Hu, Q. et Ou, J. (2012). Fatigue damage evolution and monitoring of carbon fiber reinforced polymer bridge cable by acoustic emission technique. *International Journal of Distributed Sensor Networks*, volume 2012,

- [50] Dassios, K. G., Kordatos, E. Z., Aggelis, D. G. et Matikas, T. E. (2014). Crack growth monitoring in ceramic matrix composites by combined infrared thermography and acoustic emission. *Journal of the American Ceramic Society*, volume 97, numéro 1, p. 251-257.
- [51] Aggelis, D. G., Soulioti, D. V., Sapouridis, N., Barkoula, N. M., Paipetis, A. S. et Matikas, T. E. (2011). Acoustic emission characterization of the fracture process in fibre reinforced concrete. *Construction and Building Materials*, volume 25, numéro 11, p. 4126-4131.
- [52] Liu, C., Cheng, L., Luan, X., Li, B. et Zhou, J. (2008). Damage evolution and real-time non-destructive evaluation of 2D carbon-fiber/SiC-matrix composites under fatigue loading. *Materials Letters*, volume 62, numéro 24, p. 3922-3924.
- [53] Bouchak, M., Farrow, I. R., Bond, I. P., Rowland, C. W. et Menan, F. (2007). Acoustic emission energy as a fatigue damage parameter for CFRP composites. *International Journal of Fatigue*, volume 29, numéro 3, p. 457-70.
- [54] P. L. Braisaz, N. Kanouni & A. Maslouhi, (2014) Fatigue damage monitoring and stiffness assessment in plain weave composites by means of acoustic emission and digital image correlation, Canada-Japan paper conference.
- [55] Cuadra, J., Vanniamparambil, P. A., Hazeli, K., Bartoli, I. et Koutsos, A (2013). Damage quantification in polymer composites using a hybrid NDT approach. *Composites Science and Technology*, volume 83, p. 11-21.
- [56] De Oliveira, R. et Marques, A. T. (2008). Health monitoring of FRP using acoustic emission and artificial neural networks. *Computers and Structures*, volume 86, numéro 3-5, p. 367-373.
- [57] Scholey, J. J., Wilcox, P. D., Wisnom, M. R. et Friswell, M. I. (2010). Quantitative experimental measurements of matrix cracking and delamination using acoustic emission.
- [58] Kundu, T., Nakatani, H. et Takeda, N. (2012). Acoustic source localization in anisotropic plates. *Ultrasonics*, volume 52, numéro 6, p. 740-746.

-
- [59] Ciampa, F. et Meo, M. (2010). A new algorithm for acoustic emission localization and flexural group velocity determination in anisotropic structures. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, volume 41, numéro 12, p. 1777-1786.
- [60] M.A.Hamstad (2008). Comparison of wavelet transform and choi-williams distribution to determine group velocities for different acoustic emission sensors. *Journal of acoustics*, volume 26,
- [61] Morscher, G. N. (1999). Modal acoustic emission of damage accumulation in a woven SiC/SiC composite. *Composites Science and Technology*, volume 59, numéro 5, p. 687-697.
- [62] Maillet, E., Godin, N., R'Mili, M., Reynaud, P., Lamon, J. et Fantozzi, G. (2012). Analysis of Acoustic Emission energy release during static fatigue tests at intermediate temperatures on Ceramic Matrix Composites: Towards rupture time prediction. *Composites Science and Technology*, volume 72, numéro 9, p. 1001-1007.
- [63] Maillet, E. et Morscher, G. N. (2014). Waveform-based selection of acoustic emission events generated by damage in composite materials.
- [64] Philippidis, T. P. et Assimakopoulou, T. T. (2008). Using acoustic emission to assess shear strength degradation in FRP composites due to constant and variable amplitude fatigue loading. *Composites Science and Technology*, volume 68, numéro 3-4, p. 840-847.
- [65] Philippidis, T. P. et Assimakopoulou, T. T. (2008). Strength degradation due to fatigue-induced matrix cracking in FRP composites: an acoustic emission predictive model. *Composites Science and Technology*, volume 68, numéro 15-16, p. 3272-7.
- [66] Caprino, G., Teti, R. et De Iorio, I. (2005). Predicting residual strength of pre-fatigued glass fibre-reinforced plastic laminates through acoustic emission monitoring. *Composites Part B: Engineering*, volume 36, numéro 5, p. 365-371.

- [67] Bhat, M. R., Majeed, M. A. et Murthy, C. R. L. (1994). Characterization of fatigue damage in unidirectional GFRP composites through acoustic emission signal analysis. NDT&E International, volume 27, numéro 1, p. 27-32.
- [68] <http://www.mistrasgroup.com/products/solutions/acousticemission/sensors/>
- [69] ASTM standard: Standard Practice for Acoustic Emission Examination of Plate-like and Flat Panel Composite Structures Used in Aerospace Applications, reference: E2661/E2661M-10.
- [70] ASTM standard: Standard Guide for Determining the Reproducibility of Acoustic Emission Sensor Response, reference: E976 -10.

ANNEXE

Rapport de stage Mitacs effectué chez Bombardier est joint à la fin de ce mémoire. Le rapport est intitulé: « **Simulation of flaw growth for Mode I, II and mixed mode I & II using VCCT-Ansys** »

UNIVERSITY OF SHERBROOKE
Faculty of Engineering
Department of Mechanical Engineering

MITACS Internship report
Bombardier Aerospace

Simulation of flaw growth for Mode I, II and mixed mode I & II using VCCT-Ansys

Nassim KANOUNI

Industrial supervisor: Said Jazouli (Bombardier Aerospace)

Academic supervisor: Ahmed Maslouhi (Université de Sherbrooke)

Sherbrooke (Québec) Canada

July-August 2013

List of figures

Figure 1: Sources of geometric and material discontinuities.....	10
Figure 2: Mode I, II and III respectively (from left to right)	13
Figure 3: Double Cantilever Beam Specimen (Krueger’s specimen).....	14
Figure 4: Load curve for an UD specimen and initiation criterion	16
Figure 5: End Notched Flexure Specimen (Krueger’s specimen)	16
Figure 6: Schematic representation of the ELS	17
Figure 7: Edge crack torsion test “ECT”	18
Figure 8: Mixed mode specimen (Krueger’s specimen).....	19
Figure 9: Mixed mode delamination growth criterion.....	20
Figure 10: First step crack closed (left) and second step crack extended.....	23
Figure 11: Modified crack closure method (one step VCCT)	24
Figure 12: Simulation of the nodal crack opening.....	25
Figure 13: VCCT for 4 noded element	26
Figure 14: VCCT for 8 noded elements.....	26
Figure 15 : VCCT for 3D FEM.....	27
Figure 16: Parameters of the cohesive zone model	29
Figure 17: The different cohesive zone models.....	30
Figure 18: Typical load-displacement curve.....	32
Figure 19: The choice of different applied displacement and different initial crack length	33
Figure 20: Benchmark solution of a DCB FE analysis.....	33
Figure 21: The material configuration of the specimen in the FEM.....	36

Figure 22: Interface elements defined the crack length	37
Figure 23: Modeling the contact element: contact and target surface	38
Figure 24: Schematic of the contact element: surface to surface type.....	39
Figure 25: automated propagation for DCB specimen under Ansys-VCCT	39
Figure 26: Non propagation simulation for DCB specimen under Ansys-VCCT using contact elements.....	40
Figure 27: Comparison between the load-displacement curves for B-T, automated and non-automated propagation for a 2D DCB FEM.....	41
Figure 28: Values of the energy release rate value for many values of initial crack length for three deflection values $\delta = 1 \text{ mm}, 3 \text{ mm}, 5 \text{ mm}$	42
Figure 29: The phenomenon of overlapping in the mode II simulation	43
Figure 30: The assembly of interface element.....	43
Figure 31: 2D ENF FEM simulation of a non-automated crack propagation.....	44
Figure 32: A load-deflection curve for mode II FEM simulation.....	45
Figure 33: 2D MMB FEM simulation of an automated crack propagation.....	46
Figure 34: 2D MMB FEM simulation of a non-automated crack propagation	47
Figure 35: Comparison between the load-displacement curves for automated and non- automated propagation for a 2D MMB specimen.....	47
Figure 36: Values of the critical energy release rate versus the values of initial crack length for the MMB test.....	48
Figure 37: The studied layups and the position of the Teflon film.....	49
Figure 38: comparison between the load-deflection curves for the three defect positions in the layup S_1	50
Figure 39: Evolution of the crack extension value depending on the defect position for a DCB specimen	51
Figure 40: Evolution of the mode II energy release rate value depending on the defect position.....	52

Figure 41: Crack grow for DCB specimen at the position P_3 for the layup S_3	53
Figure 42: Comparison between the load-deflection curves for the three defect positions in the layup S_2	56
Figure 43: Comparison between the load-deflection curves for the three defect positions in the layup S_3	56
Figure 44: Comparison between the load-deflection curves for the three defect positions in the layup S_4	57
Figure 45: Comparison between the load-deflection curves for the three defect positions in the layup S_5	57
Figure 46: Comparison between the load-deflection curves for the three defect positions in the layup S_6	57

List of tables

Table 1: Comparison between VCCT and CZM.....	32
Table 2: Material properties for DCB specimen.....	56

Summary

Introduction.....	9
I- Review of literature	10
1.1Fracture of composites: Delamination	10
1.1.1Introduction	10
1.1.2 Characterization of delamination: theory and experience	11
1.1.2.1 Fracture mechanic approach	11
1.1.2.2 Fracture modes.....	13
1.1.2.3 Quasi-static testing methods	14
a- Mode I	14
b-Mode II	16
c- Mode III	18
d- Mixed mode I & II	18
1.1.2.4 Delamination growth criteria	20
1.1.3 Characterisation of delamination: Numerical methods of delamination simulation	22
1.1.3.1 Virtual Crack Closure Technique (VCCT).....	22
1.1.3.1 Cohesive Zone Model (CZM).....	27
II- Applications	32
2.1 Applicationsof VCCT: Study case (Krueger)	32
2.1.1Objectives and methodology	32
2.1.1.1 Objectives	32
2.1.1.2 Methodology	34
2.1.2 Parameters choice: Mode I, Mode II et Mode mixte.....	35
2.1.2.1 Mode I.....	35
a- Simulation of Automated crack propagation	36
b- Simulation without Automated crack propagation	38
2.1.3Results and discussion	39
a- Load-deflection curves	40
b- Energy release rate G_I vs initial crack length:	41

2.1.2.2 Mode II.....	42
2.1.2.3 Mixed mode I&II (MMB).....	45
a- Load-deflection curves	47
b- Critical energy release rate G_c vs initial crack length:	48
2.2 Application of VCCT: Influence of layup sequence, defect position	49
a- Influence of the defect position	50
b- Crack extension versus defect position	51
Mode II energy release rate G_{II} versus defect position:	52
Conclusion	54
Appendix.....	55
Bibliography	71

Introduction

Currently, composite materials are used in a wide variety of high-performance applications, and the number of such applications is expected to increase markedly in the future. They are more and more used in aeronautical and aerospace applications as well as in automotive industries. Laminated or sandwich structures, composites have increased strength and stiffness for a given weight, increased toughness, increased chemical and corrosion resistance in comparison to conventional metallic materials. Their increased use has underlined the need for understanding their modes of failure and evolving technologies for the continual enhancement of their performance. The principal failure mode for laminated composites is “Delamination” and this phenomenon is described by separation along the interfaces of the layers. This type of failure is induced by interlaminar tension and shear that develop due to a variety of effects such as: Free edge effects, structural discontinuities, localized disturbances during manufacturing, moisture and temperature and internal failure mechanisms such as matrix cracking.

A complete understanding of composite delamination requires comprehension for the fundamental principles of fracture mechanics. Furthermore, full implementation of interlaminar Fracture Mechanics (ILFM) in design requires development of composite delamination codes to calculate strain energy release rates and advancements in delamination growth criteria under mixed mode conditions for residual strength and life prediction.

The present work was based on Krueger’s benchmark method and allowed us to test the capabilities of APDL for numerical simulation of a fracture mechanics problem applied on 2D finite elements models and we will discuss the influence of defect position on the final results.

I- Review of literature

1.1 Fracture of composites: Delamination

1.1.1 Introduction

The primary limitation of fiber reinforced composites is fracture toughness. The main cause that reduces the interlaminar strength is delamination which is characterised by the separation between the layers and between the fibers and matrix. Delamination comes from the appearance of microcracks in the matrix. The microcracks continue to grow under load into cracks and then delaminations. The presence of delaminations may not only lead to a loss of stiffness but also to a complete fracture of the structure.

Generally the common sources of delamination are the different discontinuities that cause interlaminar stress. Figure 1 gives an idea where the delaminations can occur [1].

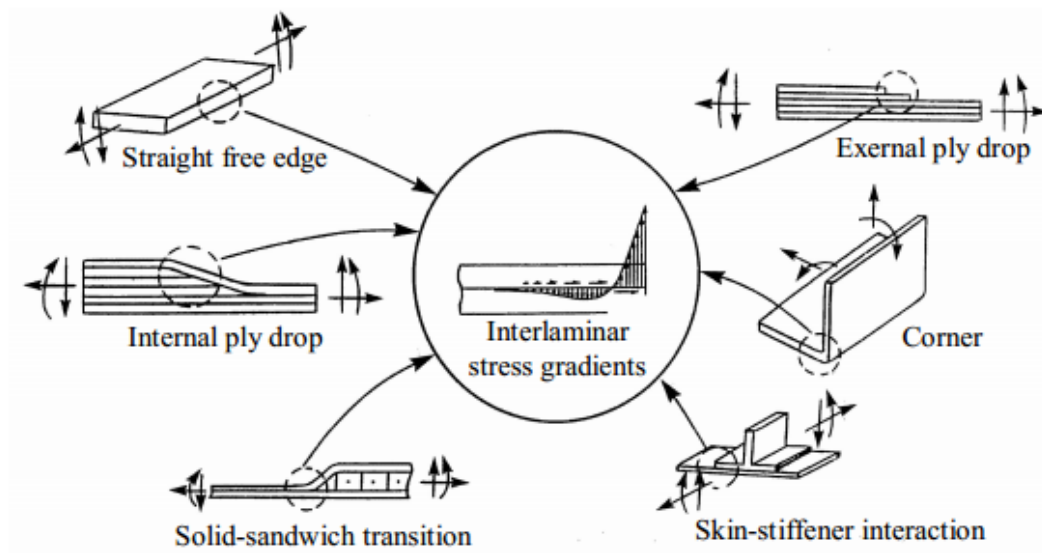


Figure 1: Sources of geometric and material discontinuities

1.1.2 Characterization of delamination: theory and experience

1.1.2.1 Fracture mechanic approach

Metals are not the only materials susceptible to failure due to fracture or crack propagation. Composite materials are often vulnerable to fracture type failure called interlaminar fracture. To characterize the onset and growth of delaminations in composites, fracture mechanics is now a common practice that had evolved over the past two decades.

For the delamination of composite materials, the analysis is mainly based on linear elastic fracture mechanics (LEFM) suitable for anisotropic materials. The failure is brittle, this means that the failure limit is in the linear portion of the force-displacement curve. The damage is assumed to be confined in a relatively small area compared to the other dimensions. This area is limited such that the macroscopic mechanical behaviour remains linear.

In the LEFM two parameters can characterize the failure: the strain energy release rate G and the stress intensity factor K .

Griffith's approach of cracking analysis is based on the first law of thermodynamics. The crack can propagate if the loss of the potential energy is at least equal to the energy required to create an additional surface. As quoted by Griffith: “crack propagation will occur if the energy released upon crack growth is sufficient to provide all the energy that is required for crack growth” [Griffith 1920].

Griffith's criterion can mathematically be expressed as (for a crack opening):

$$dU_{total} = dW_{ext} - dU_e - dU_c - 2\gamma \cdot dA = 0 \quad (1)$$

Where:

U_e : Total energy of the system

W_{ext} : Work of external forces applied during the progress of the crack

U_e : The elastic strain energy stored in the system

U_c : kinetic energy

γ : Surface cohesion energy

$dA = Bda$: Cracking surface created by the propagation da in the width B

The crack propagates when the kinetic energy increases:

$$\frac{d(W_{ext} - U_e)}{dA} - 2\gamma = \frac{dU_c}{dA} \geq 0$$

The factor 2 comes from the creation of two surfaces at the same time.

We define the strain energy release rate G as the variation of the potential energy stored in the structure with the created crack surface:

$$G = \frac{d(W_{ext} - U_e)}{dA} = -\frac{d\Psi}{dA} \quad (2)$$

Where: $\Psi = U_e - W_{ext}$

We call $R = 2\gamma$ the resistance to crack propagation and the Griffith propagation criterion is formulated by:

$$\text{- Stable propagation if } \frac{dU_c}{dA} = 0 \text{ ou } G = R$$

Available energy G is equal to the energy required to create a new area R . The value of G at the crack propagation is called the critical energy release rate or the fracture toughness G_c . G can be understood as crack driving force.

$$\text{- Instable propagation if } \frac{dU_c}{dA} > 0 \text{ ou } G > R$$

Where the overflow of energy is spent as a kinematic energy at the crack front.

As it will follow we will note G_I , G_{II} and G_{III} the strain energy release rate of mode I mode II and mode III respectively.

Irwin took the precedent works and reformulates the energetic approach in terms of stress. That's why the notion of stress intensity factor K is used.

The general formulation of the stress intensity factor for simple cases is:

$$K = \sigma\sqrt{\pi a}.f(g) \quad (3)$$

Where:

K = the stress intensity factor

σ = Uniform stress at infinity

a = Crack length

$f(g)$ = geometry factor of the specimen

1.1.2.2 Fracture modes

Delamination in composites consists essentially in the combination of three modes of fracture. The crack opening may occur by:

Mode I: is interlaminar tension, which is equivalent to pulling adjacent plies apart

Mode II: is equivalent to sliding adjacent plies apart along a composite's longitudinal axis

Mode III: is the tearing mode where the relative displacement of the lips is parallel to the crack front.

The real failure is usually a combination of these three basic modes. An illustration of the three fracture modes is in the following figure 2:

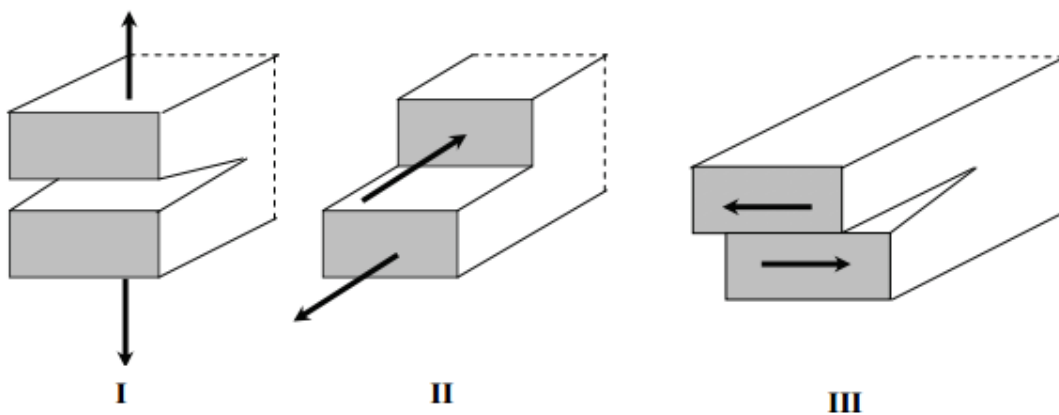


Figure 2: Mode I, II and III respectively (from left to right)

1.1.2.3 Quasi-static testing methods

We will be able to qualify and compare new composites materials some tests are standardized by three principal organizations that submit the standards to the international standards organization “ISO”:

- “ASTM” : the American Society for Testing and Materials.
- “ESIS” : the European Structural Integrity Society.
- “JIS” : the Japanese Industrial Standards Organization.

a- Mode I

Double Cantilever Beam (DCB):

This mode I fracture is often modeled by the Double Cantilever Beam test(DCB) which is recommended by the ASTM D 5528 [2] to calculate the mode I fracture toughness G_{Ic} , the defect is generally 13 μ m thick and it's created by a non-adhesive insert put between median plies. The load is applied on the extremity of the specimen as shown in figure 3.

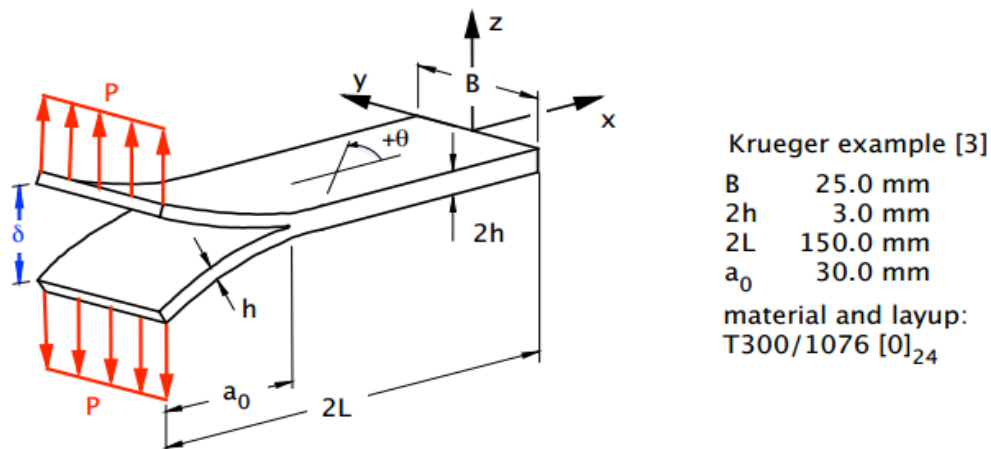


Figure 3: Double Cantilever Beam Specimen (Krueger's specimen)

The calculation of mode I interlaminar fracture toughness G_{Ic} is based on beam theory, experimental compliance calibration or modified compliance calibration (ASTM D5528).

Modified beam theory method (MBT):

$$G_I = \frac{3P\delta}{2Ba} \quad (4)$$

Where P is the load,

δ is the load point displacement,

B is the specimen width

a is the delamination length

A more developed equation for G is found by taking into consideration rotational inertia the formula become:

$$G_I = \frac{12P^2a^2}{E_xB^2h^3} \left(1 + \frac{h^2}{3a^2} \right) \simeq \frac{12P^2a^2}{E_xB^2h^3} \quad (5)$$

The determination of the critical value of this energy is essential in order to know the delamination threshold and establish the delamination growth criteria. In fact G_I can be determined by many techniques:

- The critical point (load-deflection) is considered when the crack growth is observed. This method is direct but it doesn't take into consideration the micro cracking that happens in the volume of the specimen.
- The critical point is taken at the end of the linear part of the curve and the start of the nonlinear behaviour in the specimen
- The critical point is considered by taking the intersection of the curve with the straight line whose slope is equal to the compliance plus 5%.

These techniques are explained in the figure 4 below:

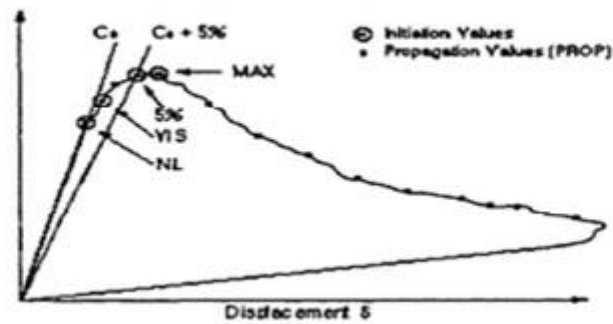


Figure 4: Load curve for an UD specimen and initiation criterion

b- Mode II

This mode allows characterizing the shear delamination of composites. No test is able to produce a pure mode II in heterogeneous materials like composites. In fact, local fracture mode is tensile dominated. This mode is about to be standardized because there is only a JIS standard existing for this mode and there is no standard experiencing good acceptance.

End Notched flexure (ENF):

This test is the most used to characterize mode II and it is standardized by JIS. It is a 3 point flexure test where the crack propagation is stable only for large crack length ($a/L > 0,7$).

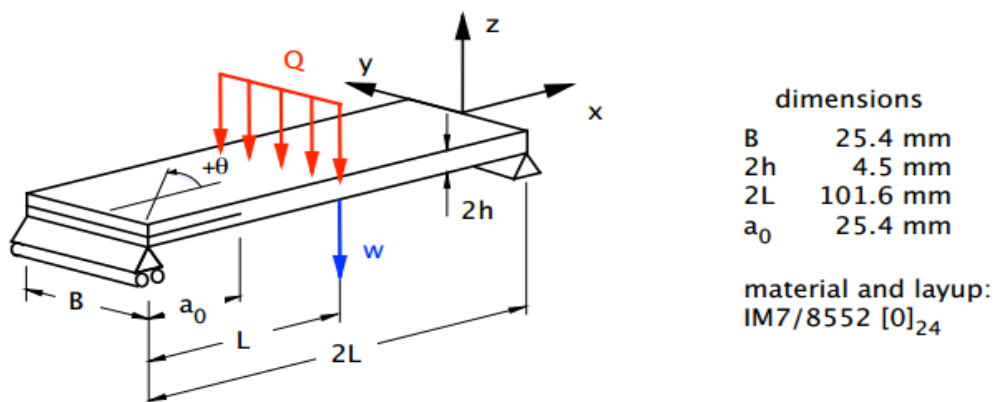


Figure 5: End Notched Flexure Specimen (Krueger's specimen)

End loaded split (ELS):

The ESIS prefer this test to characterize the mode II. The ELS test provide a good stability for the delamination propagation when we respect the condition ($a/L > 0,55$)

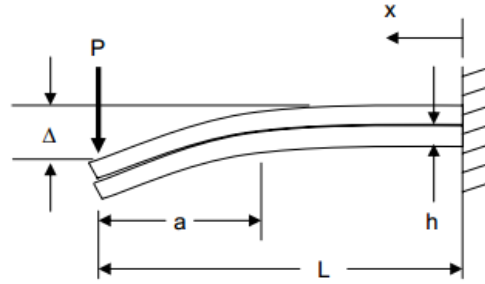


Figure 6: Schematic representation of the ELS

Other testing methods are available for mode II such as: Four point end notched flexure test (4ENF) and single leg bending test (SLB). The first permit to have good propagation stability whereas the second allow to directly compute the total energy release rate by the compliance method.

Interlaminar toughness calculation for ENF: we usually use the direct beam theory formula to calculate G :

$$G_{II} = \frac{9a^2 P \delta}{2B(2L^3 + 3a^3)} \quad (6)$$

Like mode I if we include the rotational inertia the precedent equation becomes:

$$G_I = \frac{9P^2 a^2}{16E_x B^2 h^3} \quad (7)$$

c- Mode III

For this mode, the edge crack torsion test is the most used experimental test to model the torsion out of plane for a specimen (plate) containing artificial defect. The load is applied on the corners in order to promote the torsion (figure 7).

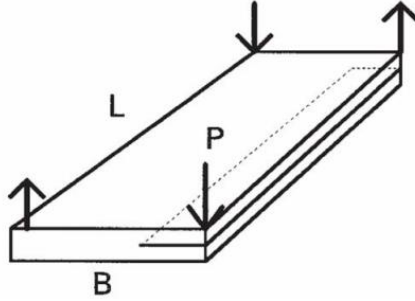


Figure 7: Edge crack torsion test “ECT”

d- Mixed mode I & II

As we said earlier, the happening delamination in a composite structure is in fact the result of combination between the fracture modes quoted above especially mode I and mode II. We particularly use this mode in order to establish a delamination propagation criterion. The idea is to change the mixed mode ratio G_{II}/G_T . Therefore a relation will be found between the critical energy release rate G_c and the ratio G_{II}/G_T .

The best known and used test for this mode is the MMB: mixed mode bending test. It is a combination between DCB and ENF and we generally use the following experimental setup for it (figure 8).

1.1.2.4 Delamination growth criteria

The total energy release rate $G_T = G_I + G_{II} + G_{III}$ need to be calculated and compared to interlaminar fracture toughness G_c measured over a range from pure mode I to pure mode II. We can then plot the G_c versus G_{II}/G_T collected from many MMB tests while changing ratios [4] (figure 9):

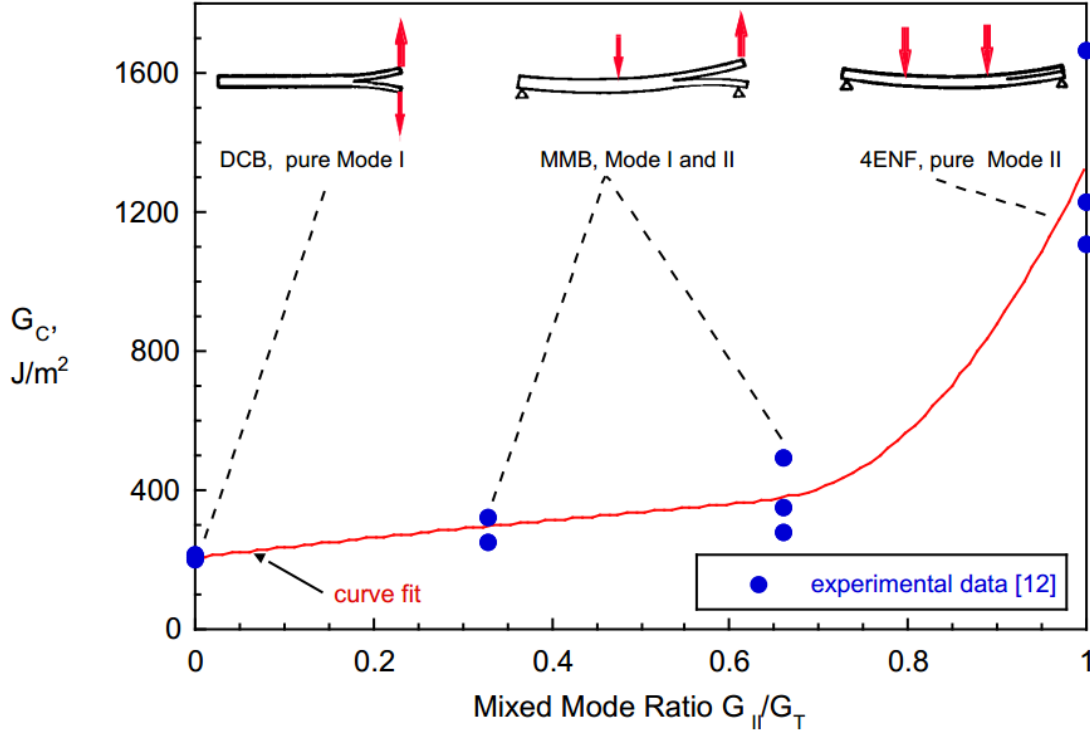


Figure 9: Mixed mode delamination growth criterion

The curve above describes a Benzeggah and Kenane criterion which is going to be used in this work later.

Critical Energy-Release Rate Criterion

This criterion uses total energy-release rate G_T as fracture criterion [5, 6]. The total energy release rate is summation of the Mode I (G_I), Mode II (G_{II}), and Mode III (G_{III}) energy release rates. The criterion is expressed as:

$f = \frac{G_T}{G_{cT}}$ where: $G_T = G_I + G_{II} + G_{III}$ and G_{cT} is the total critical energy release rate.

For this criterion as for all the following ones, the crack propagates when $f \geq 1$

For Mode I fracture, the fracture criterion reduces to $f = \frac{G_T}{G_{Ic}}$

This is the simplest fracture criterion and it is suitable for general 2-D and 3-D crack growth simulation.

Linear Fracture Criterion

The linear option assumes that the fracture criterion is a linear function of the Mode I (G_I), Mode II (G_{II}), and Mode III (G_{III}) energy-release rates:

$$f = \frac{G_I}{G_{Ic}} + \frac{G_{II}}{G_{IIc}} + \frac{G_{III}}{G_{IIIc}} \quad (9)$$

Benzeggah-Kenane Fracture Criterion:

$$f = \frac{G_T}{G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic}) \cdot \left(\frac{G_{II}}{G_T}\right)^n} \quad (10)$$

n is found experimentally.

The modified B-K Fracture Criterion:

$$f = \frac{G_T}{G_{Ic} + \left((G_{IIc} - G_{Ic}) \cdot \frac{G_{II}}{G_T} + (G_{IIIc} - G_{Ic}) \cdot \frac{G_{III}}{G_T} \right) \left(\frac{G_{II} + G_{III}}{G_T} \right)^m} \quad (11)$$

The modified B-K fracture criterion is suitable for studying composite interfacial fracture in a 3D simulation.

Power Law Fracture Criterion:

$$f = \left(\frac{G_I}{G_{Ic}}\right)^{n_1} + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIc}}\right)^{n_2} + \left(\frac{G_{III}}{G_{IIIc}}\right)^{n_3} \quad (12)$$

n_1, n_2 and n_3 are found experimentally.

1.1.3 Characterization of delamination: Numerical methods of delamination simulation

1.1.3.1 Virtual Crack Closure Technique (VCCT)

For delaminations in composite materials where the failure criterion is highly dependent on the mixed-mode ratio, the VCCT method has been widely used for computing energy release rates. The VCCT calculation is based on the forces in the crack tip and the displacements before the crack tip. In the following paragraph, we will begin by outlining the techniques that form the basis of the VCCT and that were used to calculate the energy release rate G [7].

Background

The virtual crack closure technique as we know it is the development of introductory techniques based on finite element method:

The finite crack extension method

It is a two steps analysis technique that provides one total energy release rate. This total energy is the result of the multiplication of global forces with global deformations on a structural level to calculate the energy available to the crack growth.

The virtual crack extension method:

It is a one step analysis method of the structure to obtain the deformations. The total energy release rate or J-integral is computed locally at the crack front. An additional computation of the stiffness matrix of the elements at the crack extension is performed. This makes the energy release rate dependent of the direction of the virtual crack extension. Also, for linear and non-linear problems equivalent domain integral method can be used.

Crack closure method using 2 analysis steps

It is not exactly VCCT, it is a two steps VCCT and it is more accurate to call it the crack closure method because the crack is physically extended or closed during two complete finite element analyses. This technique is based on the Irwin's crack closure integral and

it is assuming that the energy ΔE to open the crack from a to Δa is identical to the energy required to close the crack, for a crack modeled in 2D four noded elements, the work needed to close the crack from one element side is:

$$\Delta E = \left(\frac{1}{2}\right) * [X_{1l} \cdot \Delta u_{2l} + Z_{1l} \cdot \Delta w_{2l}] \quad (13)$$

X_{1l} and Z_{1l} are shear and opening force at nodal point l (figure 10-a). We can compute these forces at the first step when the crack is closed because we assume that the forces required to close the crack are identical to the forces acting on the closed crack.

Δu_{2l} and Δw_{2l} are the differences in shear and nodal displacements at nodal point l (figure 10-b). The second FE analysis step permits to have these values when the crack is opened.

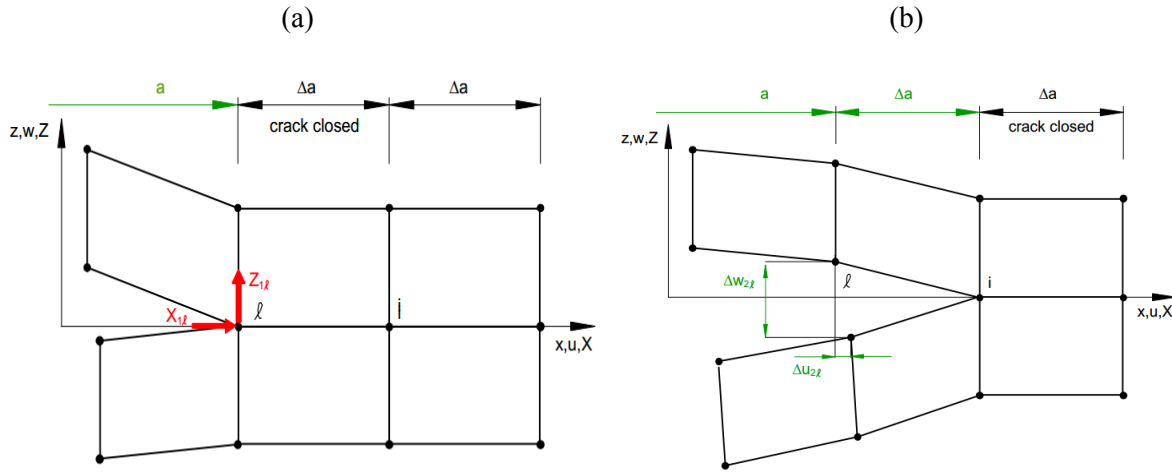


Figure 10: First step crack closed (left) and second step crack extended

The Modified crack closure method: or virtual crack closure method VCCT

This technique is based on the same assumptions as the crack closure method described before above. However it is a one step analysis method for which we made the assumption that the displacements at the first crack tip l are the same as those in the next crack tip i , in other words we say that the opening from l to i (from $a + \Delta a$ to $a + 2\Delta a$) doesn't alter the crack tip. Therefore, the energy ΔE released at the crack opening from l to i is identical to the energy required to close the crack (figure 11)

For a 2D and four noded-elements configuration, the expression of work needed to close the crack along one element side is:

$$\Delta E = \left(\frac{1}{2}\right) * [X_i \cdot \Delta u_l + Z_i \cdot \Delta w_l] \quad (14)$$

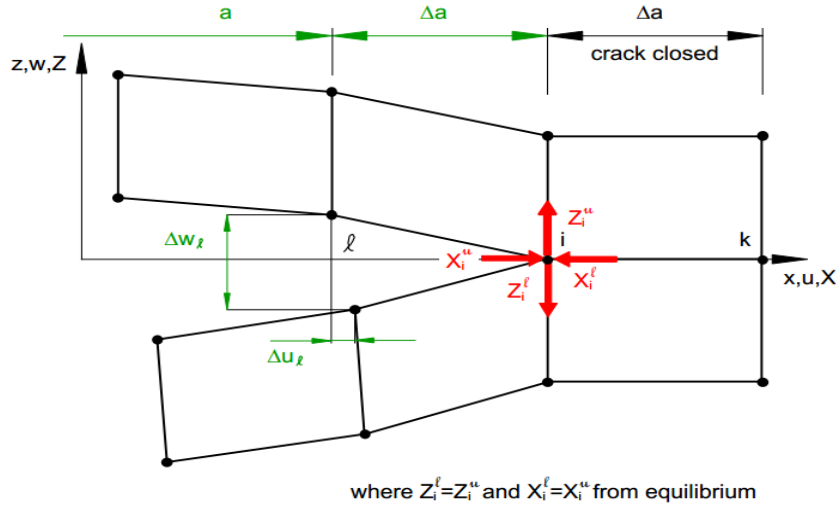


Figure 11: Modified crack closure method (one step VCCT)

X_i and Z_i are the shear and opening forces at nodal point i

Δu_l and Δw_l are the shear and opening displacements at node l

These quantities are computed in one step computation and they allow us to extract the expression of the energy release rate G :

$$G = \frac{\Delta E}{\Delta A} \quad (15)$$

Where ΔA is the crack surface created.

Equations for using the Virtual Crack Closure Technique:

As we know Virtual crack closure technique VCCT is used to compute mixed mode energy release rate values using Finite element models in 2D or 3D configurations. Normally, the formulas change depending on the configuration and type of elements used in the FE models.

Formulas of 2D analysis

For a 2D FEM with plane stress or strain the initial crack a is modeled as a line of unattached nodes with the same coordinates. Then, the undamaged part is represented by coupled nodes between the upper and the lower surface of “the crack path”. These nodes may be coupled using Multi-point constraint if we simulate the crack propagation (figure 12).

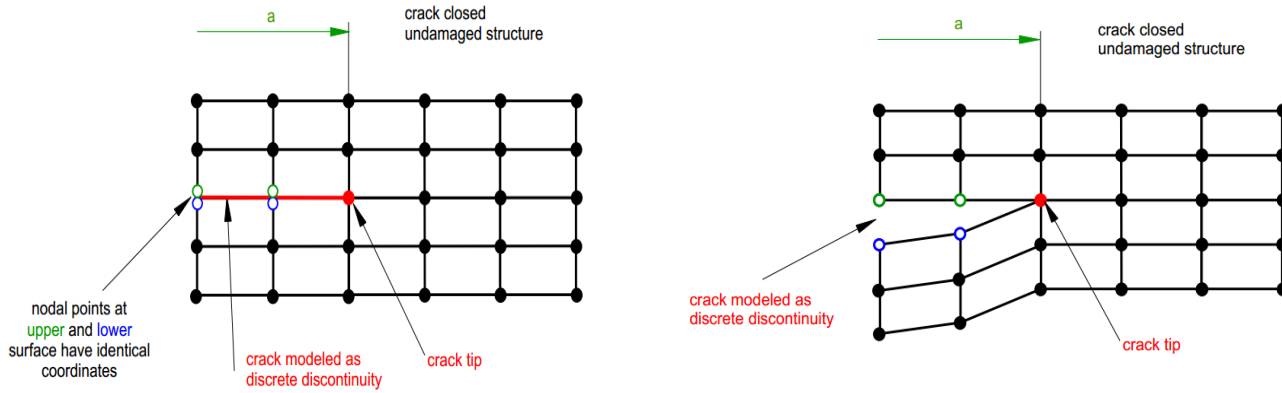


Figure 12: Simulation of the nodal crack opening

VCCT formulas for 4 nodes elements: (energy release rate for mode I and mode II)

$$G_I = \frac{-1}{2 \cdot \Delta a} * Z_i * (w_I - w_{I*}) \quad (16)$$

$$G_{II} = \frac{-1}{2 \cdot \Delta a} * X_i * (u_I - u_{I*})$$

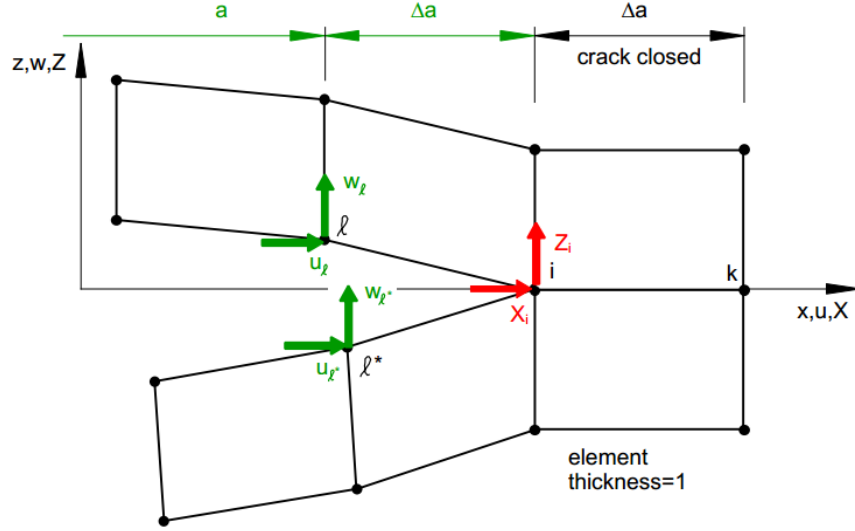


Figure 13: VCCT for 4 noded element

VCCT formulas for 8 nodes elements: (energy release rate for mode I and mode II)

$$G_I = \frac{-1}{2 \cdot \Delta a} * [Z_i * (w_l - w_{l*}) + Z_j * (w_m - w_{m*})]$$

$$G_{II} = \frac{-1}{2 \cdot \Delta a} * [X_i * (u_l - u_{l*}) + X_j * (u_m - u_{m*})]$$
(17)

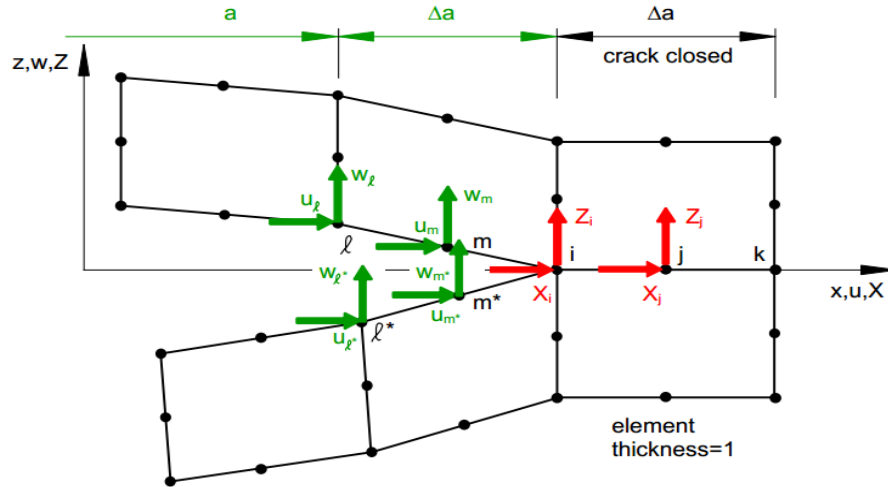


Figure 14: VCCT for 8 noded elements

The total energy release rate is $G_T = G_I + G_{II}$, we suppose that $G_{III} = 0$ for the discussed 2D case.

VCCT formulas for 3D solid:

$$\begin{aligned}
 G_I &= \frac{-1}{2 \cdot \Delta A} * Z_{Li} * (w_{Li} - w_{Li*}) \\
 G_{II} &= \frac{-1}{2 \cdot \Delta A} * X_{Li} * (u_{Li} - u_{Li*}) \\
 G_{III} &= \frac{-1}{2 \cdot \Delta A} * Y_{Li} * (v_{Li} - v_{Li*})
 \end{aligned} \tag{18}$$

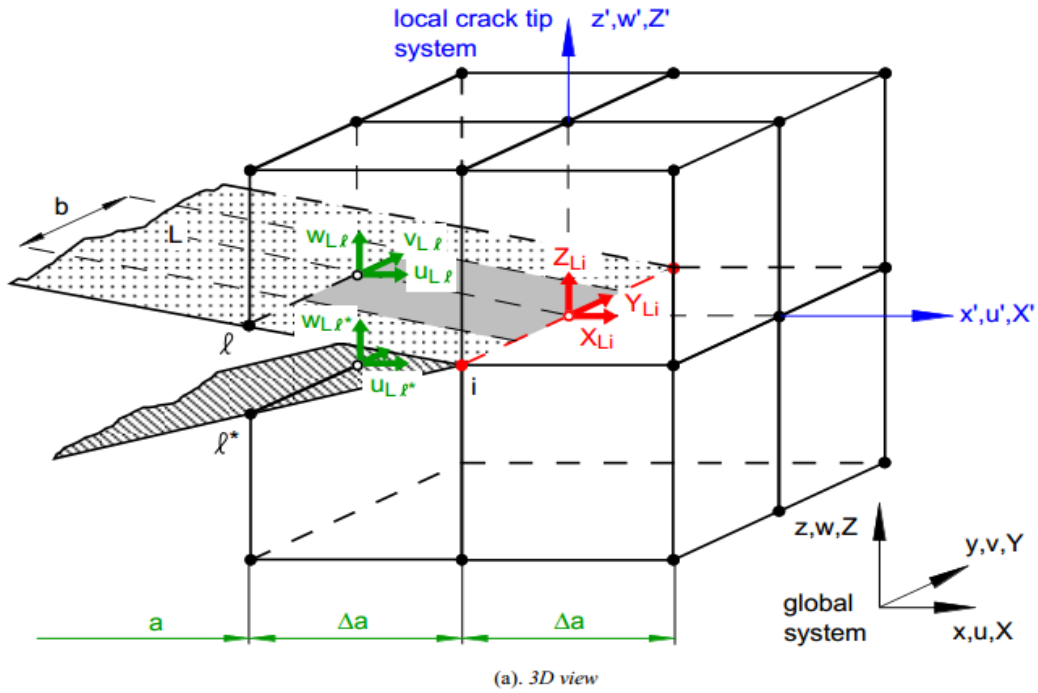


Figure 15 : VCCT for 3D FEM

1.1.3.1 Cohesive Zone Model (CZM)

Fracture mechanics is not the only way to simulate failure behaviour in materials. In fact continuum damage mechanics is another approach that permits to study and understand the phenomenon preceding the failure in materials. LEFM (Linear Elastic Fracture Mechanics) is generally used when the process zone ahead of the crack tip is small and when the failure is

brittle. However LEFM use can be extended to include plasticity dominated effects. Therefore, the cohesive zone modeling approach present itself as an important method that combines the LEFM and the continuum damage mechanics.

A cohesive zone model regards fracture as a gradual phenomenon in which separation takes place across an extended crack ‘tip’ or cohesive zone and is resisted by cohesive tractions. The cohesive zone elements do not represent any physical material but describe the cohesive forces which occur when material elements are being pulled apart. We must point out that the crack path direction in a CZM problem follows the cohesive zone elements. There are two variants of the cohesive zone models which are: continuum and discrete cohesive zone model; CCZM and DCZM [8].

The application of cohesive zone models to study the delamination of composite materials finds its origins in the Dugdale-Barenblatt model (1960). The Cohesive zone models assume the presence of a zone before the end of the crack governed by a law that connects the normal stress to normal separation at the interface crack.

There are two major approaches in implementing a cohesive zone model: smeared cohesive elements and interface cohesive elements:

1) Smeared cohesive element:

- This type of elements is a thin layer we insert between the two surfaces that will be separated. Smeared elements are not adapted to study interfacial crack growth and may cause convergence problems in the FE analysis.

2) Interface cohesive element:

- The interface elements are elements without thickness. The B matrix differs from that of smeared cohesive elements. The Newton-Cotes integration technique is used instead of the Gaussian to eliminate the false oscillation of the traction when a large traction gradient is present over an element.

Cohesive laws:

In order to implement a CZM we need two “system” parameters: a fracture toughness G_c and a cohesive strength T_{max} (figure 16). Like we said these are system parameters because they depend on the problem. The area under the curve is the energy needed to separation which is the fracture toughness G_c [9].

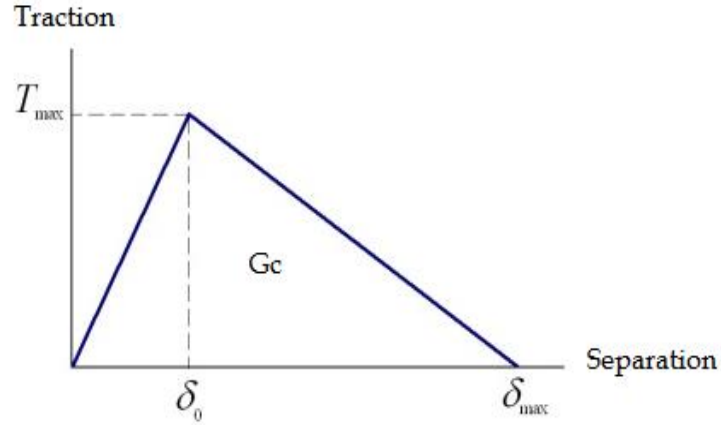
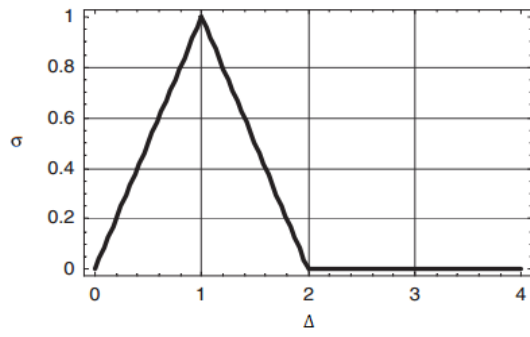


Figure 16: Parameters of the cohesive zone model

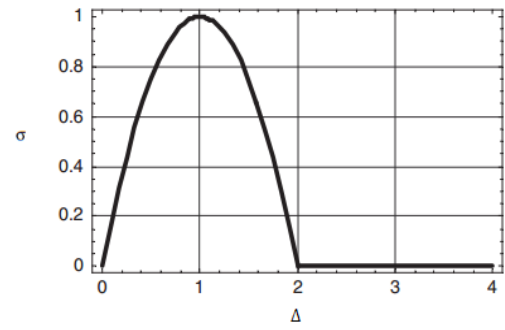
There are many cohesive models that present relationships between the surface traction T and the displacement jump δ . This can be expressed using dimension less parameters:

$$\sigma = \frac{T}{T_{max}} \quad \text{and} \quad \Delta = \frac{\delta}{\delta_{max}}$$

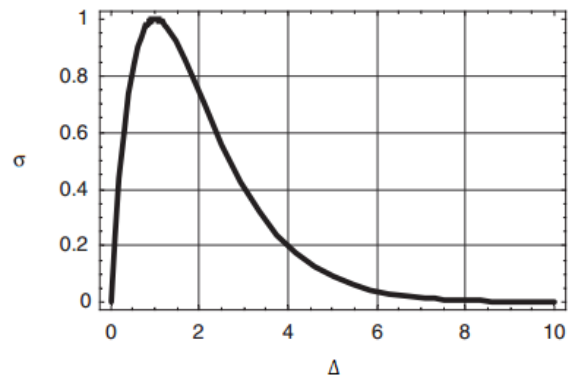
Many models have been proposed we can cite Bilinear, parabolic and exponential law figure 17:



Bilinear CZM



Parabolic CZM



Exponential CZM

Figure 17: The different cohesive zone models

Comparison between VCCT and CZM

In the table below we will compare the inconvenient and advantages between the virtual crack closure technique and cohesive zone model [10].

	VCCT	CZM
Delamination initiation & Delamination propagation	Predict the propagation of an existing crack and doesn't predict the delamination initiation	Predicts the propagation and the initiation of a delamination. It doesn't need a pre-existing crack
No penetration for delaminated surfaces	Does not need the imposition of no-penetration boundary conditions for the delaminated surfaces	Requires the imposition and management of no-penetration boundary conditions (contact elements)
Compatibilities with nonlinearities	Assume elastic linear behaviour and nonlinearities must be held constant at the time of computing the energy release rate G .	Is compatible with any other nonlinearity that is present in the solution

Table 1: Comparison between VCCT and CZM

II- Applications

2.1 Applications of VCCT: Case study (Krueger)

2.1.1 Objectives and methodology

2.1.1.1 Objectives

This section will be based on Krueger's work [10] on Single and Mixed-Mode Static Delamination Propagation in a carbon/epoxy composite specimen. Simulation of Mode I, Mode II and mixed mode I/II under quasi-static load was performed by APDL (Ansys Parametric Design Language) for 2D FE models. The objectives of our study are:

- 1- Simulate the crack propagation using Ansys algorithm and generate load/deflection curves for DCB, ENF and MMB, (example figure 18)

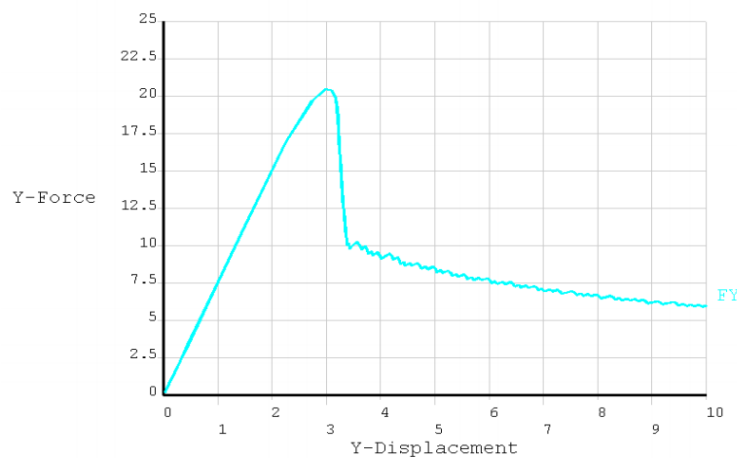


Figure 18: Typical load-displacement curve

- 2- Create FEM in mode I, mode II and mixed mode using different delamination lengths a_0 . The idea is to monitor the deflection or the load in order to compute the energy release rate G which is a function of the delamination length and the displacement $G=G(a,\delta)$.

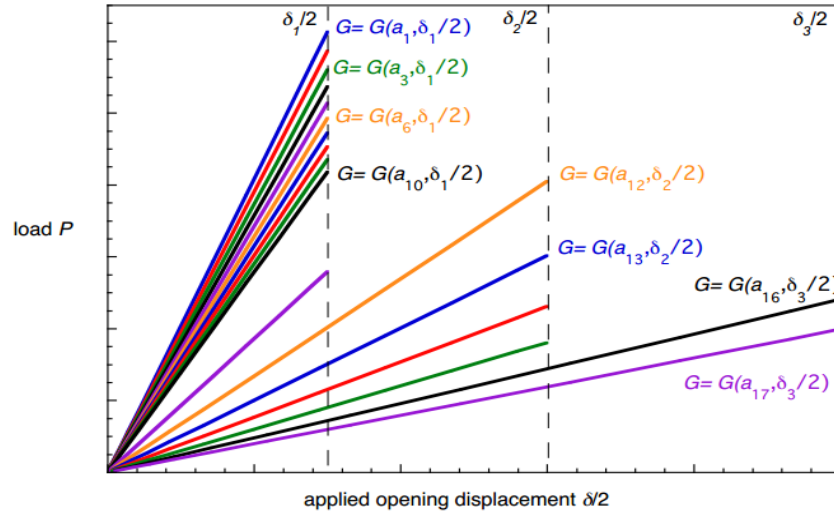


Figure 19: The choice of different applied displacement and different initial crack length

- 3- Calculate the critical load and displacement describing the beginning of propagation for each a_0 taken before and generate the Load-deflection curve as a benchmark solution (figure 20).

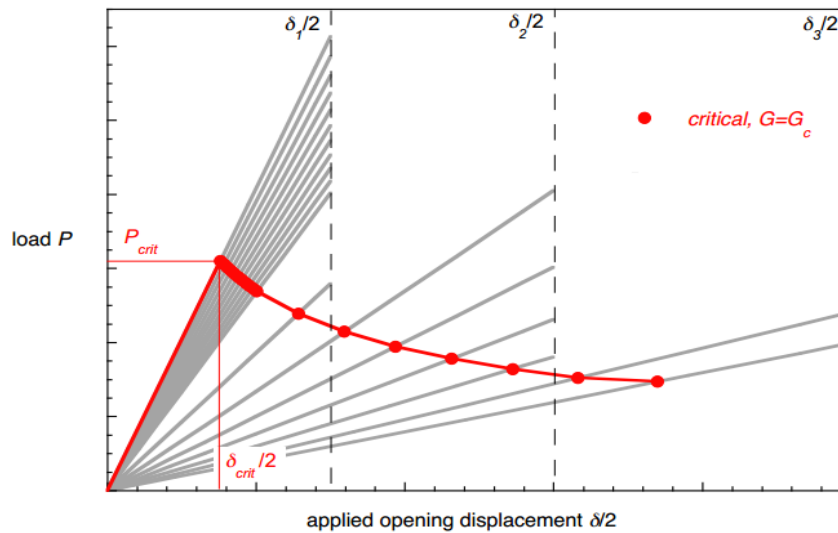


Figure 20: Benchmark solution of a DCB FE analysis

- 4- This benchmark study will be completed by an analytical calculation using Modified Beam theory (MBT) in order to draw the P- δ curve and compare all the results.

2.1.1.2 Methodology

The first step will be using quasi-static FE models in order to extract the P- δ curves by automated crack propagation using Ansys and VCCT as a computing tool.

After that and for a fixed displacement we change the initial crack length a_0 and we perform a VCCT calculation without propagation of the crack. This will allow us to have the total energy strain rate G_T and using the formula (2) below we can get the critical displacement and the critical load (P_c, δ_c).

We define the compliance of a specimen as:

$$C_p = \frac{\delta}{P}$$

The strain energy release rate G is related to the compliance and the load by this relation (1):

$$G = \frac{P^2}{2} * \frac{\partial C_p}{\partial A} \quad (19)$$

Where ∂A is the increase in surface area corresponding to an incremental increase in load or displacement at the fracture:

$$\frac{G_T}{G_c} = \frac{P^2}{P_c^2} \quad \Rightarrow \quad P_c = P * \sqrt{\frac{G_c}{G_T}} \quad , \quad \frac{\delta_c}{2} = \frac{\delta}{2} * \sqrt{\frac{G_c}{G_T}} \quad (20)$$

In this case (mode I) we calculate the opening displacement $\delta_c/2$. The formula is useful for Mode II too. The only difference is whole displacement w instead of $\delta_c/2$ (relation 3).

$$\frac{G_T}{G_c} = \frac{Q^2}{Q_c^2} \quad \Rightarrow \quad Q_c = Q * \sqrt{\frac{G_c}{G_T}} \quad , \quad w_c = w * \sqrt{\frac{G_c}{G_T}} \quad (21)$$

The association of these points (P_c, δ_c) will give us the benchmark as shown in the figure 20 before.

2.1.2 Parameters choice: Mode I, Mode II et Mode mixte

2.1.2.1 Mode I

Material and specimen dimensions:

In order to assess the efficiency of the Ansys-VCCT module, we have chosen the same specimen as Kruger's for mode I (Figure 3), mode II and mixed mode I&II (see appendix).

Finite Element Model:

We use 2D four nodes plane strain elements (plane182) for modeling. The options taken into consideration for this type of elements are enhanced strain and plane strain.

We will work with an orthotropic linear model (figure 21).

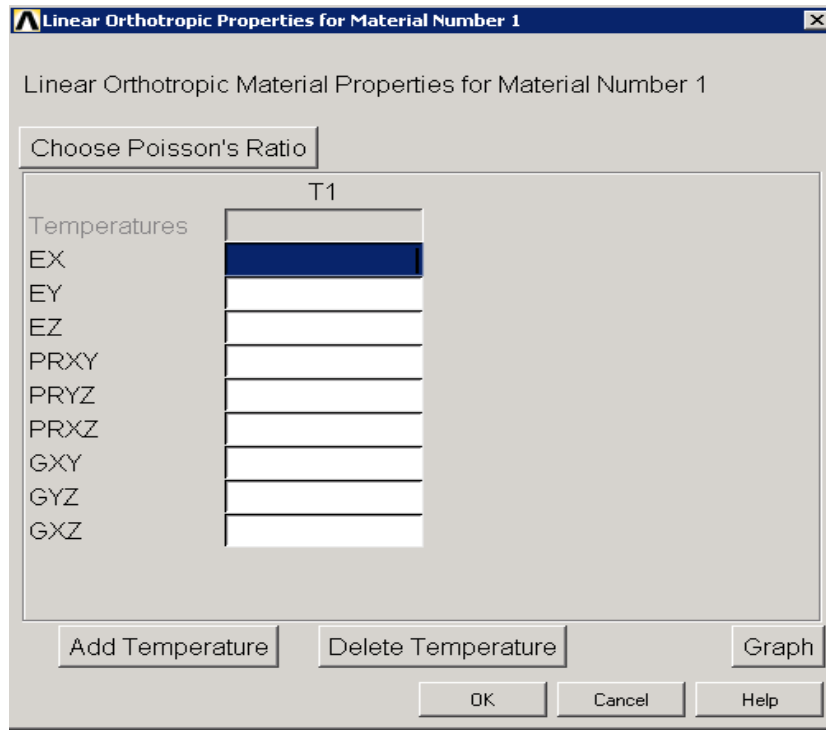


Figure 21: The material configuration of the specimen in the FEM

Krueger divided the specimen into different part with different mesh refinement. The crack zone was meshed differently in order to simulate accurately the crack propagation.

For simplification issues we applied a uniform mesh, it contains 500 elements in length and 6 in thickness. According to the specimen dimensions we will have an element size of $\Delta a = 0,3mm$. This value is recommended by Kruger in his work.

The difference in modeling between a simulation with automated crack propagation and a simulation without crack propagation will be exposed in the following paragraph.

a- Simulation of Automated crack propagation

In order to simulate the crack propagation in a DCB specimen using the automated VCCT module of Ansys, special attention must be paid to the path of the crack propagation. In mode I case the path is modeled with interface element 2-D, 4-node, linear element (INTER 202) shown in figure23.

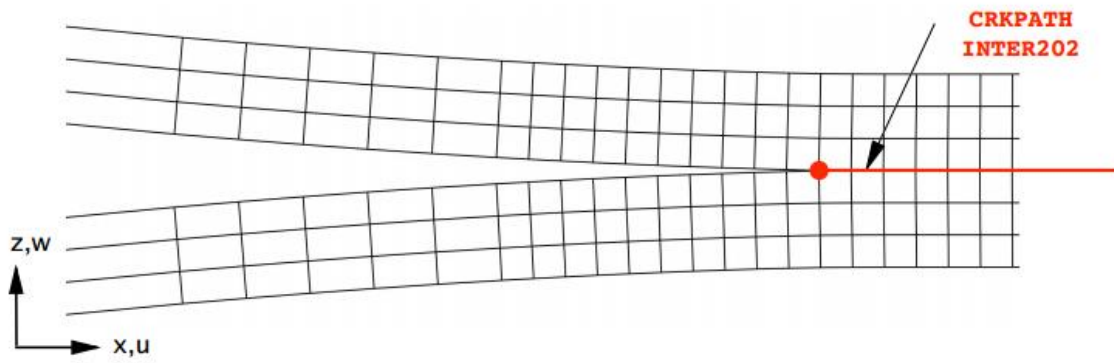
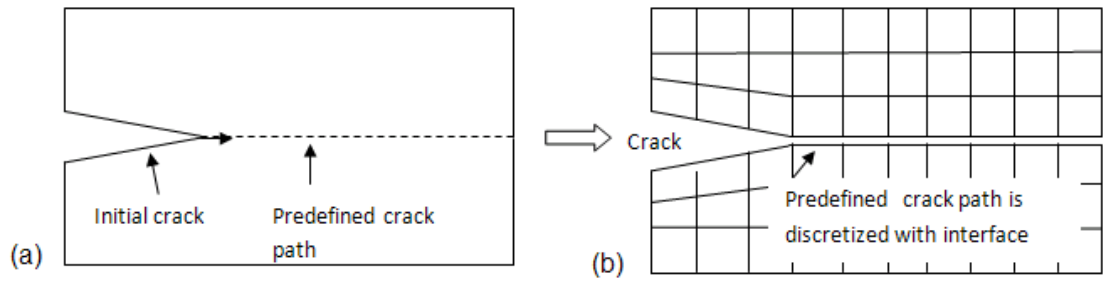


Figure 22: Interface elements defined the crack length

A failure criterion will obviously be used. In our case, The Banzegah-Kenane criterion is utilized and the nodes behind the crack tip will open if they meet the criterion $G=G_c$. G_c for B-K criterion is computed using experimental values of critical strain energy release rate of mode I and mode II (delamination growth).

The **CINT** command allows computing the value of strain energy release rate.

CGROW define the crack growth set. It includes the crack path, the crack tip and the propagation criterion. It also defines the crack growth time step parameters; dtmin, dtmax. According to Krueger the best results for DCB test were found for **dtime=dtmax=0.001s**.

In the post processing part of the program the ***GET** command record the values we want to work on after. In our case we will use this command to get the strain energy release

rate G in the last substep of the computing as well as the load and displacement at the top node of the specimen.

b- Simulation without Automated crack propagation

In this part we will use contact element in order to model the Mode I test without propagation of the crack. The load value won't fall and will keep up growing until reaching the displacement we impose.

In this case the **CGROW** command won't be needed because we don't simulate the crack growth but only need the value of G which we can compute by **CINT**.

Contact elements are very important in this case because their use will prevent the crack propagation. The idea was to use both **CONTA171** elements and **TARGE169** for modeling the upper and lower surfaces in the supposed crack path.

The option characterizing the contact type, **KEYOPT(12)=5**, is used to introduce a contact type “**Always bonded**” (figure 23).

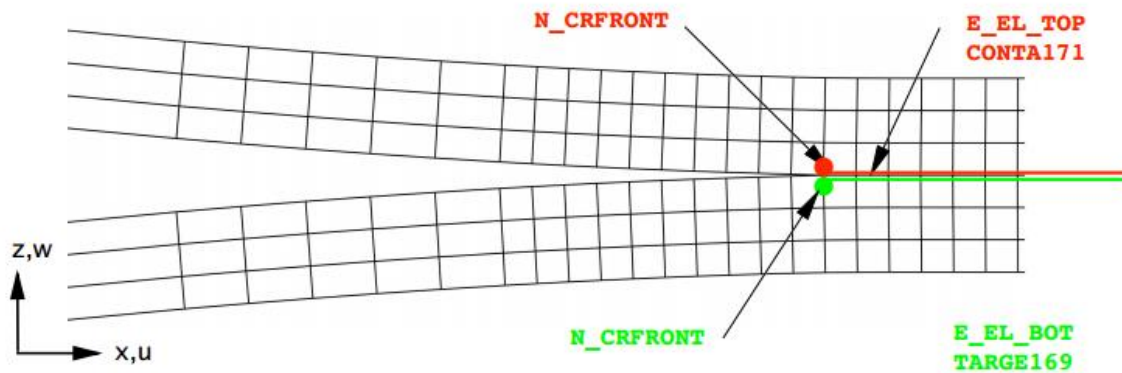


Figure 23: Modeling the contact element: contact and target surface

CONTA171 is a 2D 2-Node Surface-to-Surface Contact is usually used to represent contact and sliding between 2D deformable surfaces (figure 24).

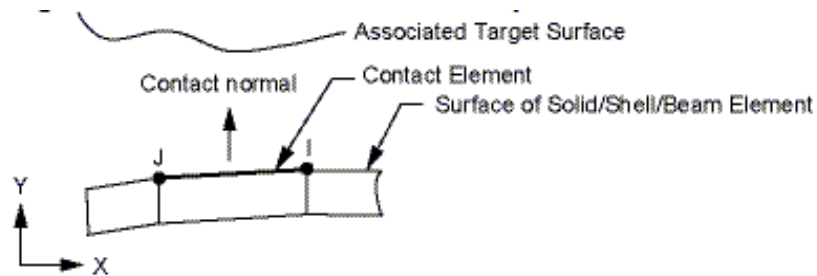


Figure 24: Schematic of the contact element: surface to surface type

2.1.3 Results and discussion

The goal as explained in the objectives is to perform a benchmark solution. We will perform load-deflection curves for automated and non-automated propagation (figure 27) in order to estimate efficiency of the VCCT module in Ansys. The analysis will be completed by a $P - \delta$ curve from beam theory equations. The result of the FE model is in the figure 25 below.

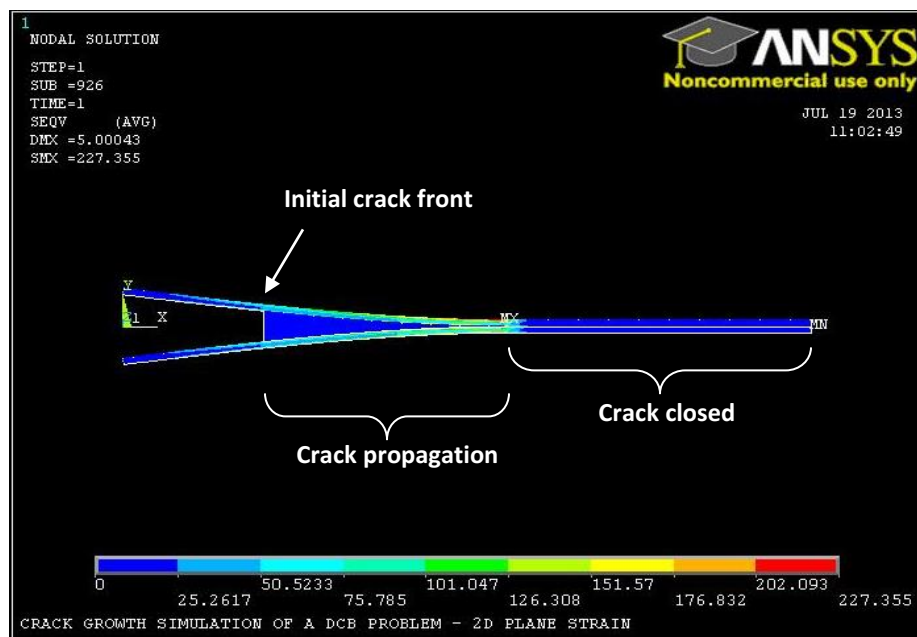


Figure 25: automated propagation for DCB specimen under Ansys-VCCT

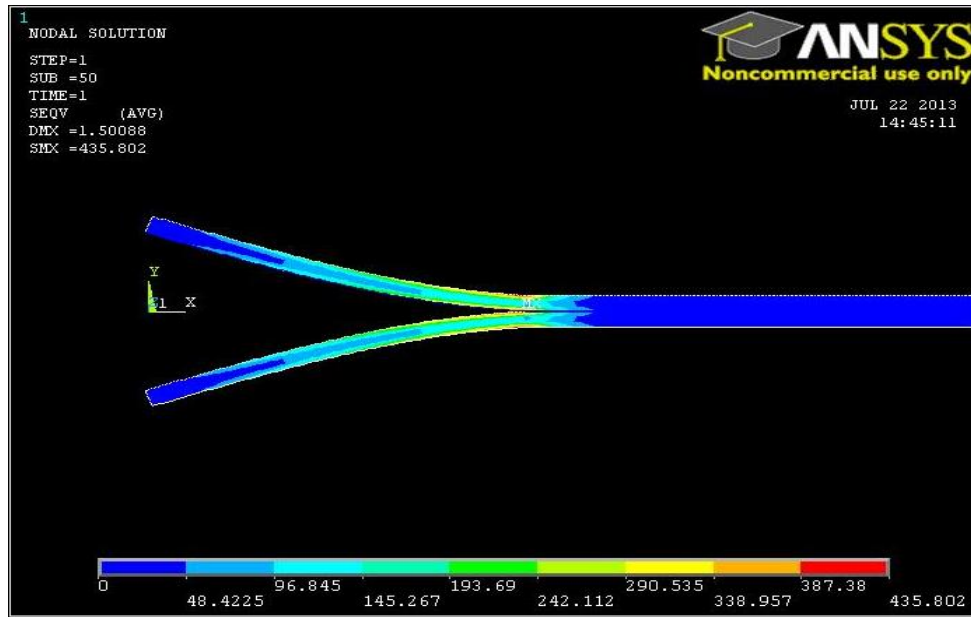


Figure 26: Non propagation simulation for DCB specimen under Ansys-VCCT using contact elements

In the first figure 25 we observe the interface element that form the crack path (in blue) while in the second figure 26 we see that stress is higher at the crack tip.

a- Load-deflection curves

The final result figure 27 below show the three load-deflection curves:

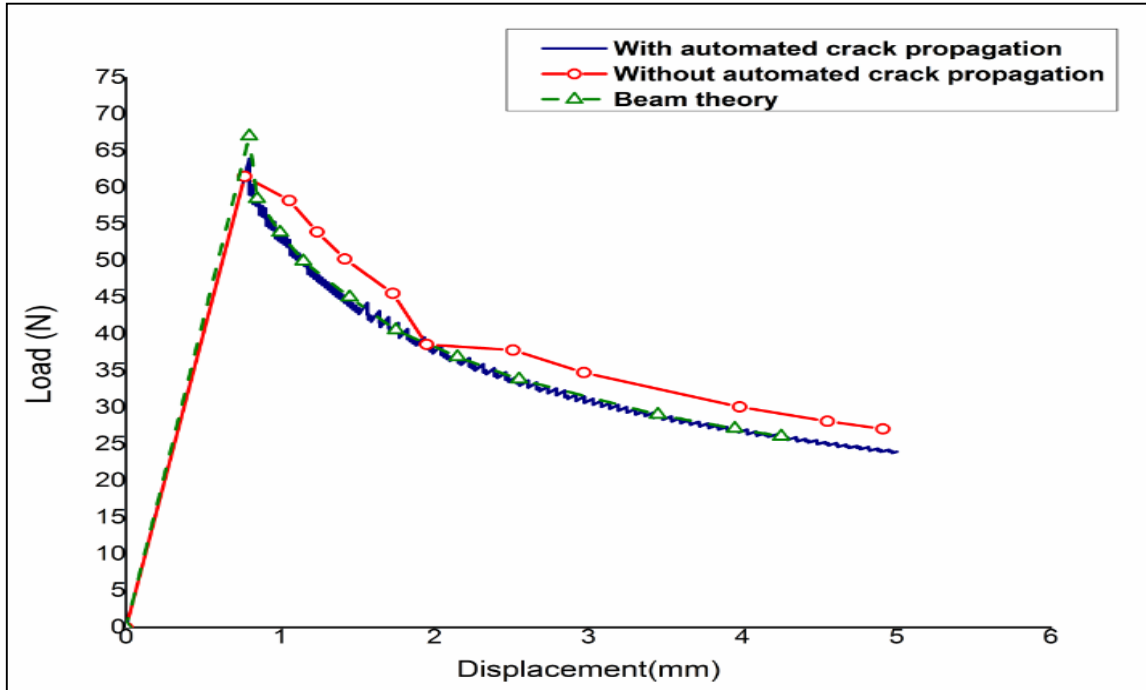


Figure 27: Comparison between the load-displacement curves for B-T, automated and non-automated propagation for a 2D DCB FEM

The graph shows a good match between the results found. Beam theory gives accurate results. Also, the non-automated propagation curve is quite close to the other curves.

b- Energy release rate G_I vs initial crack length:

The next graph will show the evolution of the energy release rate depending on the values of the initial crack length a_0 . These energy release rate values are calculated for every DCB simulation without propagation.

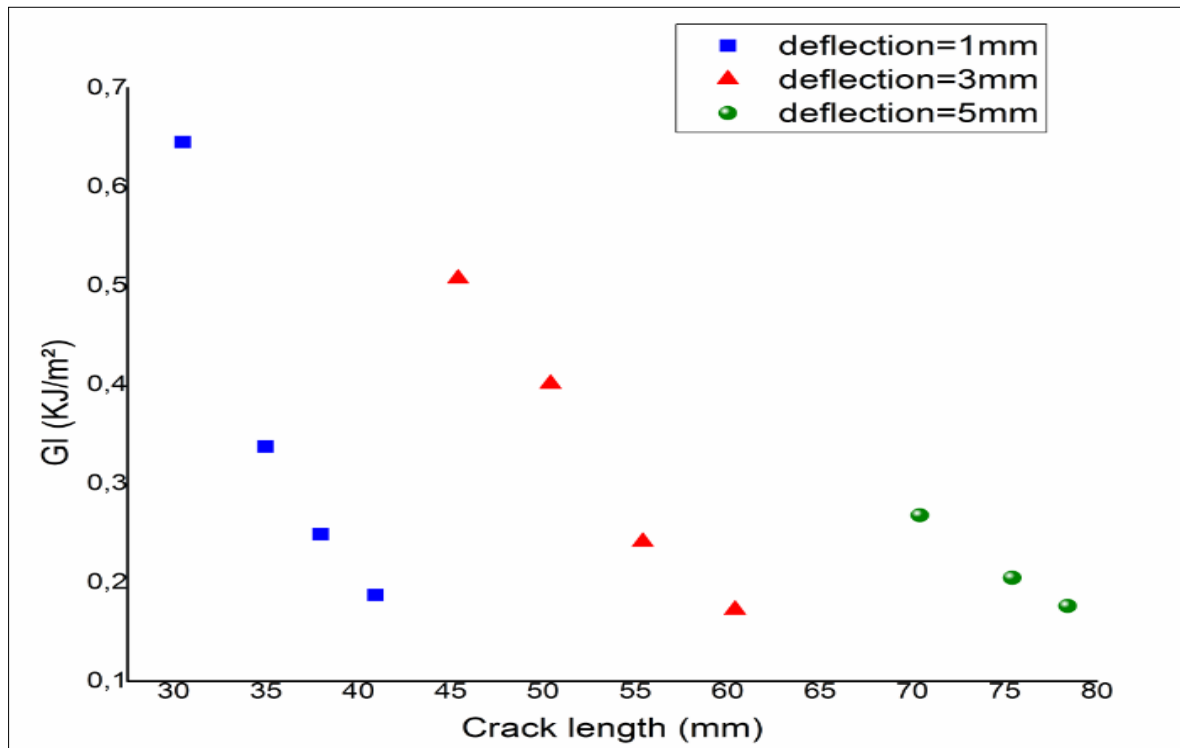


Figure 28: Values of the energy release rate value for many values of initial crack length for three deflection values $\delta = 1$ mm, 3 mm, 5 mm

2.1.2.2 Mode II

2D FEM for ENF specimen was not treated in this work. However, many trials to model the end notched flexure test whether with or without crack propagation.

Simulation of the propagation for this type of tests presents some difficulties. In fact, simulating crack propagation with the use of interface elements create an overlapping (figure 29)

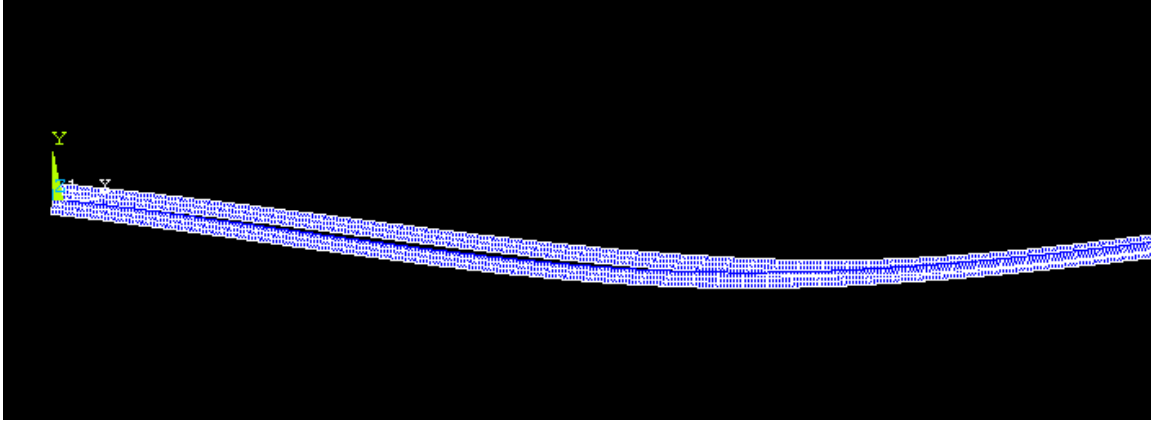


Figure 29: The phenomenon of overlapping in the mode II simulation

The main idea to this kind of problem is to add contact elements in the pre-existing crack as well as for the crack path. The type of the contact will have to be set for the type of simulation we want to perform (propagation or not).

Another solution to this problem in order to avoid overlapping and simulate ENF crack propagation is to assemble nodes of the crack path two by two using the command **CPINTF** [12] (Figure 30).

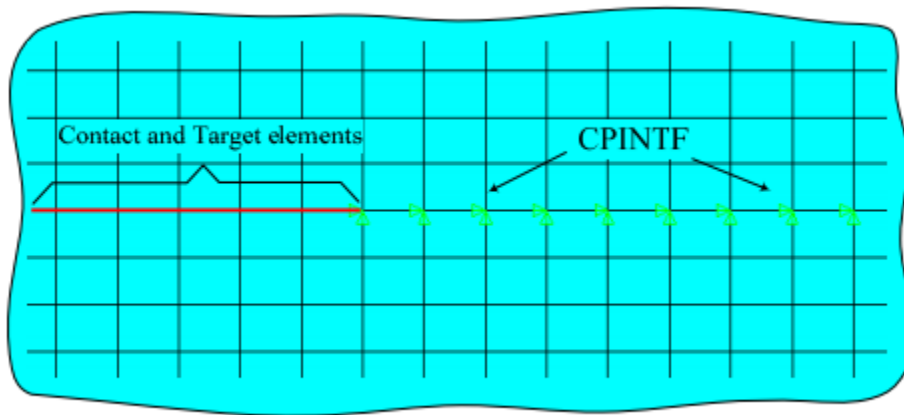


Figure 30: The assembly of interface element

The crack growth time step parameters taken by Krueger $dt_{\text{time}}=dt_{\text{max}}=1\text{e-}4\text{s}$ or smaller.

Results:

Performing a simulation of crack propagation for mode II is proving to be quite restrictive. For this purpose we used the Krueger's method to get a force displacement curve by considering several crack length (figure 31 & 32).

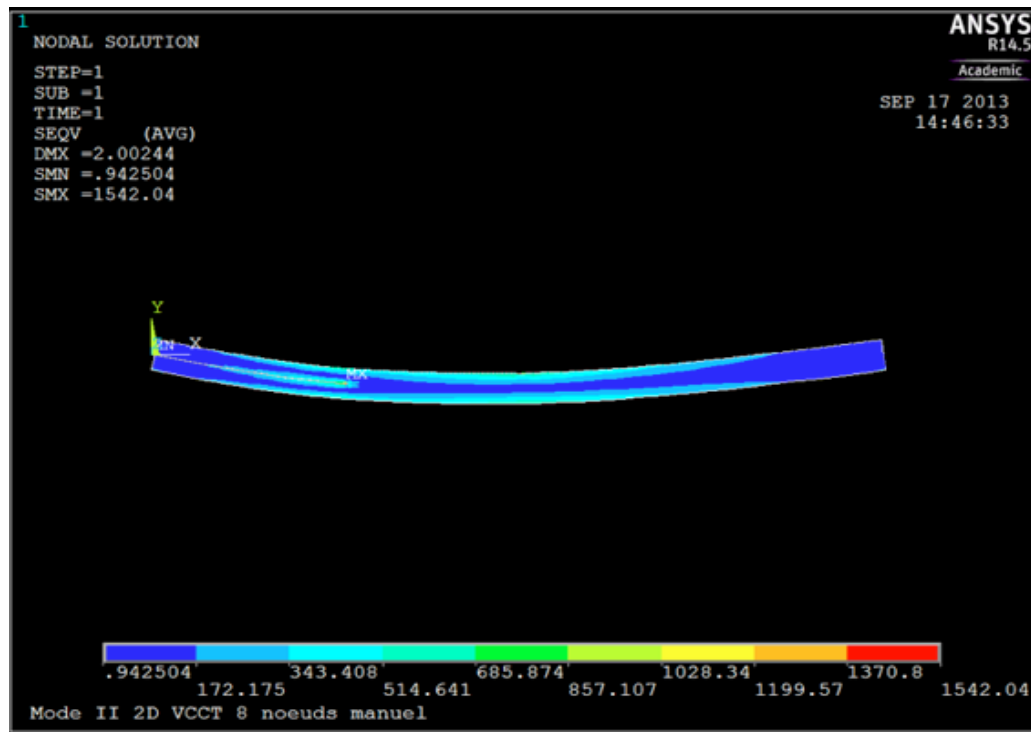


Figure 31: 2D ENF FEM simulation of a non-automated crack propagation

The program used is based on a manual method to calculate forces and displacements as well as the energy release rate, but does not take into account the propagation of the crack.

The load-displacement curve is in the figure 32. The values are greater than Krueger's study, this can be interpreted by the type of elements used in our model. In fact, the programme we used is based on triangular elements which present a large stiffness for a flexure test.

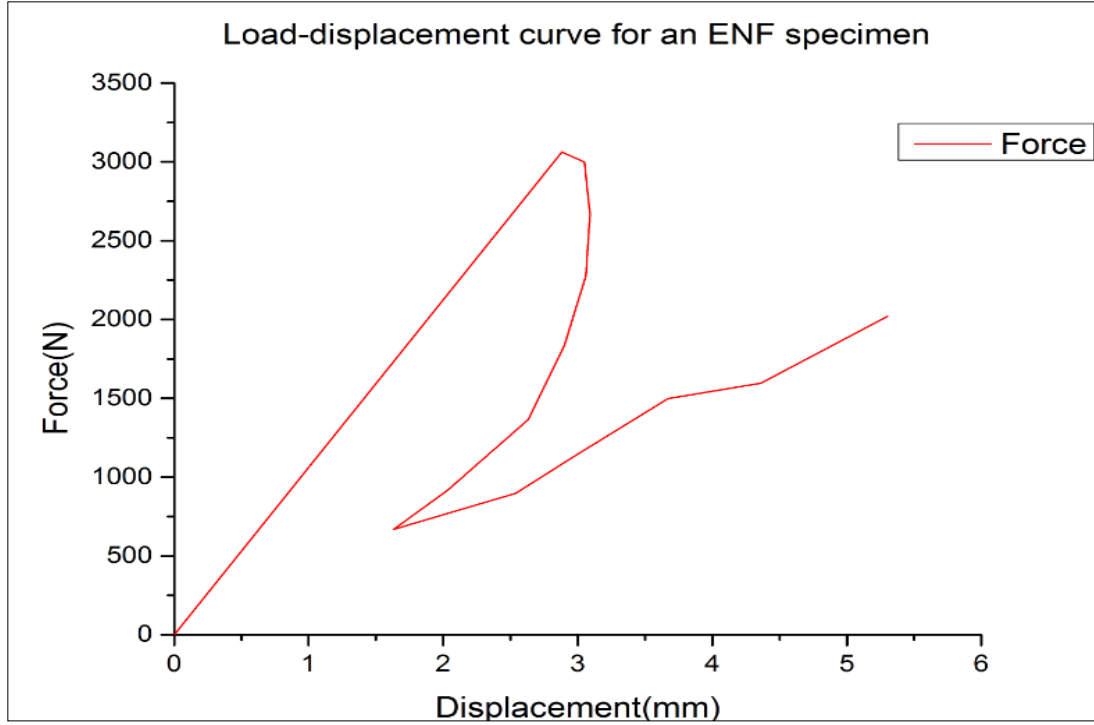


Figure 32: A load-deflection curve for mode II FEM simulation

2.1.2.3 Mixed mode I&II (MMB)

Like DCB, the Mixed Mode Bending specimen was modeled with 6 elements through the specimen thickness and an element length of about 0.3 mm through the length. In this work the displacement applied will be applied at the end and the middle of the specimen. This configuration will permit to have good results but it won't allow controlling the mixed mode ratio G_{II}/G_T .

The load apparatus modeled in the figure 8 may be modeled using rigid beam elements (MPC184). This way we can control the mixed mode ratio G_{II}/G_T by the length c of the loading arm. For example using the formulas (8) we can have different mode ratios:

- 20% mode II, ($\frac{G_{II}}{G_T} = 0,2$) with $c = 92,9mm$.
- 50% mode II, ($\frac{G_{II}}{G_T} = 0,5$) with $c = 41,3mm$.

- 80% mode II, ($\frac{G_{II}}{G_T} = 0,8$) with $c = 27,3mm$.

For the test in which we want to show automated delamination propagation analysis in MMB. The plane of delamination in two-dimensional analysis is modeled using the cohesive interface elements and to simulate the non propagation behaviour we use contact element as used for the DCB model. The load ratio is not controlled in this model because we apply a displacement.

Results:

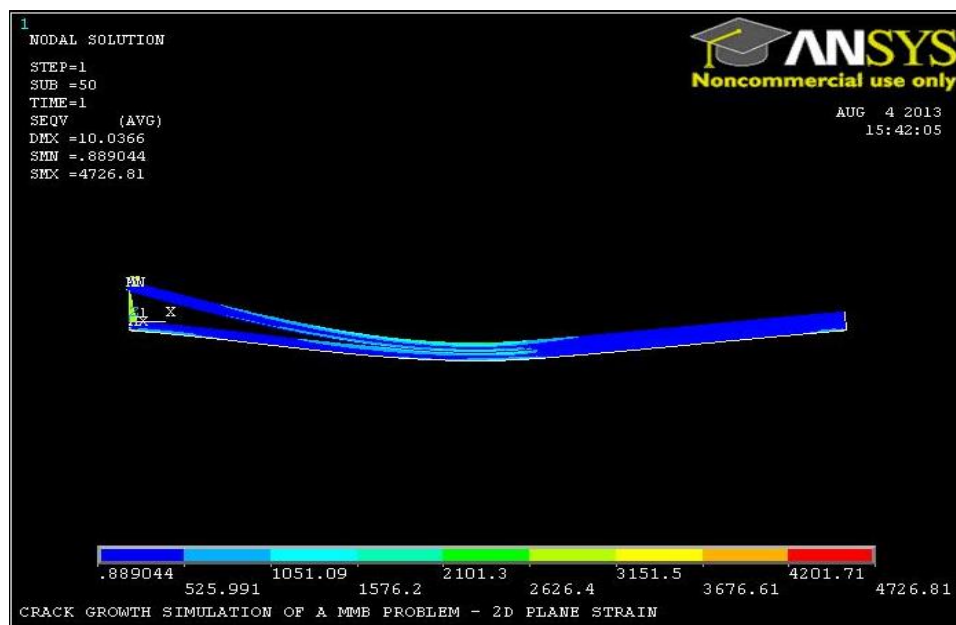


Figure 33: 2D MMB FEM simulation of an automated crack propagation

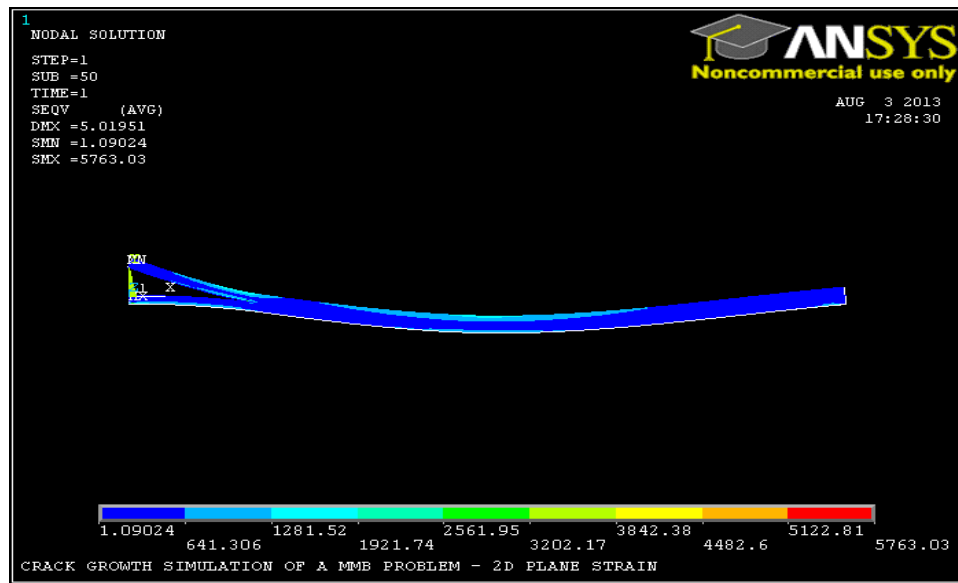


Figure 34: 2D MMB FEM simulation of a non-automated crack propagation

a- Load-deflection curves

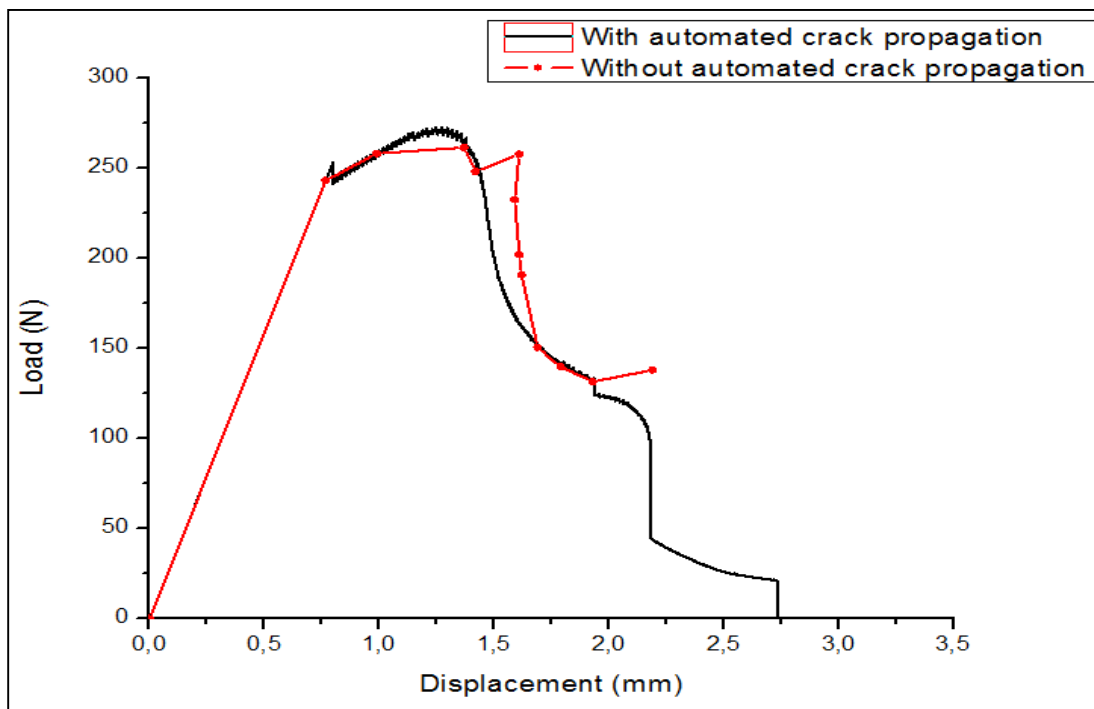


Figure 35: Comparison between the load-displacement curves for automated and non-automated propagation for a 2D MMB specimen

The results found by the two methods are quite close and they could be better if a load apparatus formed by multi-point constraint elements was used [10].

b- Critical energy release rate G_c vs initial crack length:

The following graph is useful because it helps to illustrate the contribution of mode I and mode II. The idea is to represent the values of the critical energy release rate according to the values of the initial crack length (figure 36).

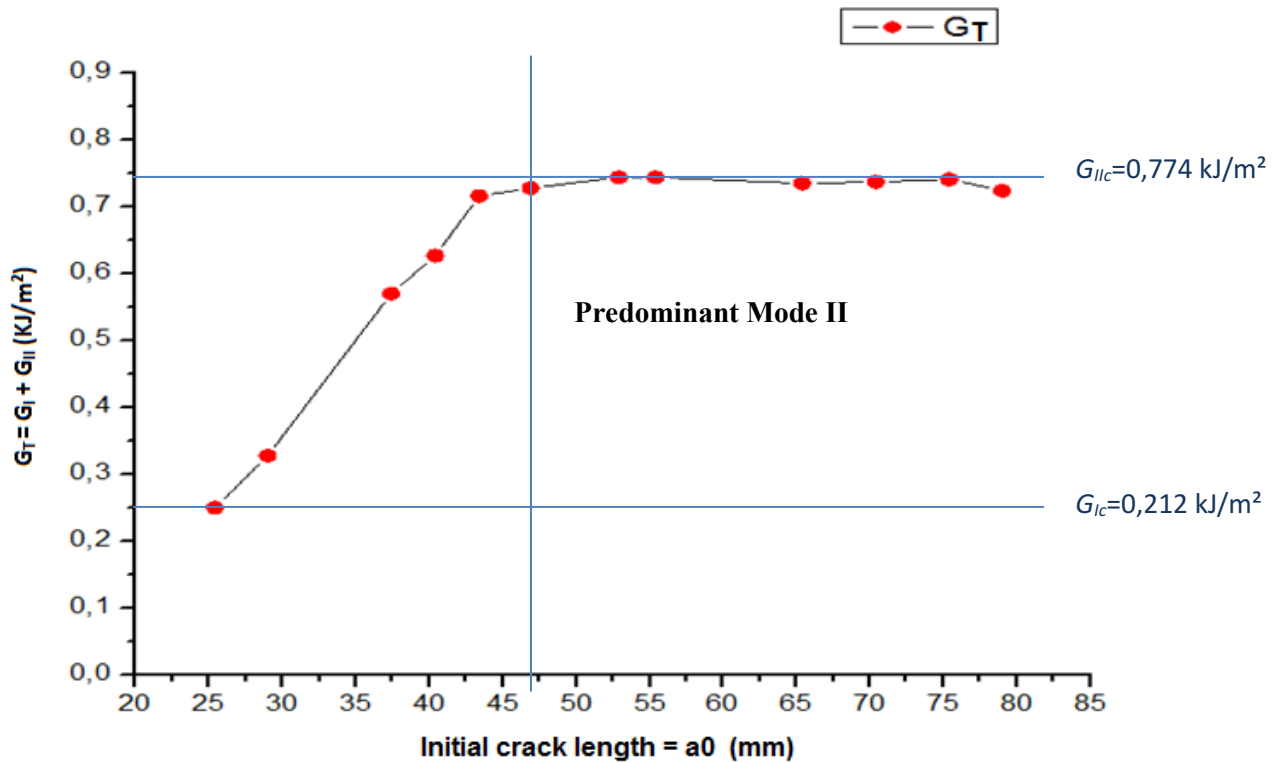


Figure 36: Values of the critical energy release rate versus the values of initial crack length for the MMB test

The first note is that the value of G_c starts with a value very close to G_{Ic} and increase to stabilize at the G_{IIc} value. This highlights the fact that after a certain value of the initial crack length mode II becomes dominant.

2.2 Application of VCCT: Influence of layup sequence, defect position

In this part we will study the effect of the defect position between the DCB specimen layers as well as the influence of the layup sequence on the fracture toughness.

Assumptions:

For this, we consider 8 layups made from the carbon/epoxy lamina AS4/3501-6. The coupons dimensions are taken the same: 150 mm x 25 mm x 1,62 mm. All the layups are symmetric and composed by 8 layers of 0,203 mm thickness. We applied the same displacement for all the specimens: 5mm

We consider that the critical energy release rate for mode I and II G_{Ic} and G_{IIc} stay constant for all the studied specimens: $G_{Ic}=0.082$ kJ/m², $G_{IIc}=0.555$ kJ/m².

The Teflon film will be put in three different positions in every layup figure 37.

		45°	45°	45°	0°	0°	0°
		-45°	45°	0°	90°	45°	90°
P3	→	0°	45°	45°	0°	0°	0°
P2	→	90°	45°	0°	90°	45°	90°
P1	→	90°	45°	0°	90°	0°	0°
		0°	45°	45°	0°	45°	90°
		-45°	45°	0°	90°	0°	0°
		45°	45°	45°	0°	45°	90°
		S1	S2	S3	S4	S5	S6

Figure 37: The studied layups and the position of the Teflon film

a- Influence of the defect position

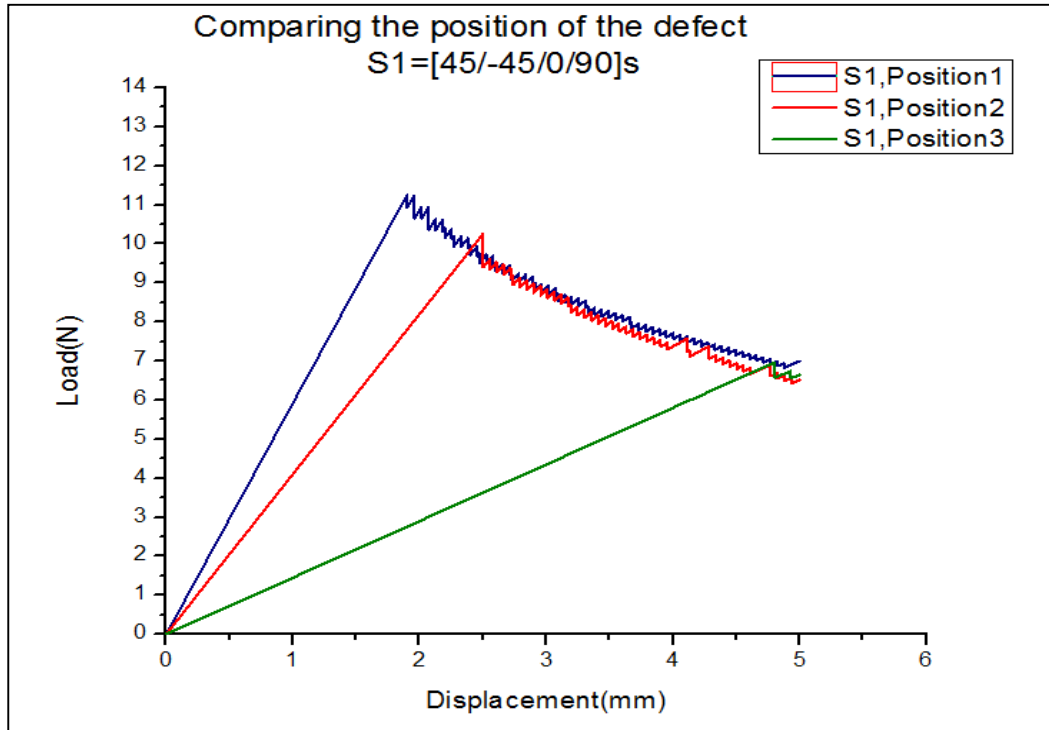


Figure 38: comparison between the load-deflection curves for the three defect positions in the layup S_1

Comments:

- We note the increase of compliance from the first defect position P_1 (at the middle of the layers) to the position P_3 .
- This result reproduces for the other layups ($P - \delta$ curves in the appendix).
- The layup sequence S_2 ($[45]_8$) present the smallest toughness (largest compliance) between the layups in all the defect positions.

b- Crack extension versus defect position

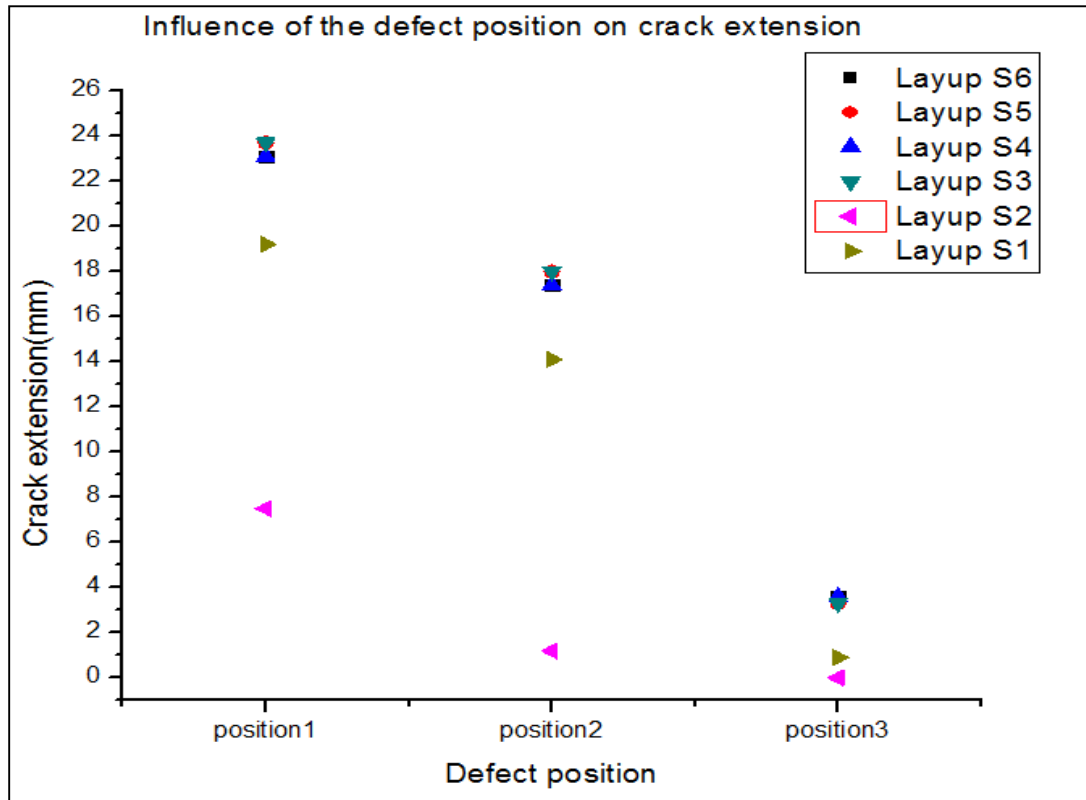


Figure 39: Evolution of the crack extension value depending on the defect position for a DCB specimen

Comments:

We notice that the crack extension Δa become smaller as we move away from the middle of the specimen (position P_1). The opening mode becomes smaller.

This observation will be interpreted by the next graph (figure 40) where we will represent the mode II energy release rate G_{II} for the three positions.

Mode II energy release rate G_{II} versus defect position:

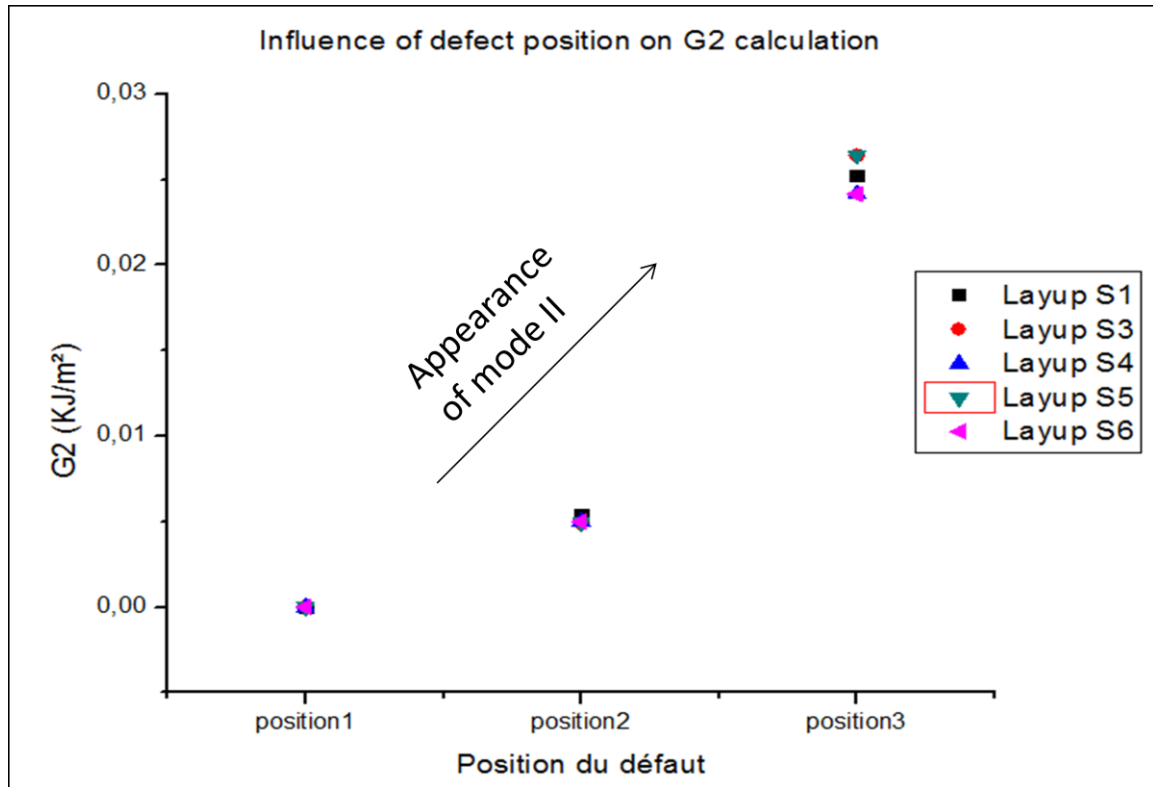


Figure 40: Evolution of the mode II energy release rate value depending on the defect position

Comments:

- We notice the increase of mode II energy release rate G_{II} while we change the position of the Teflon film, from position P_1 to position P_3 .
- For the position P_1 , G_{II} is approximately equal to zero which means pure mode I.
- For position P_2 and P_3 , mode II energy release rate increase. This means that as we move away from the middle of the specimen there is appearance of mode II (figure 41).

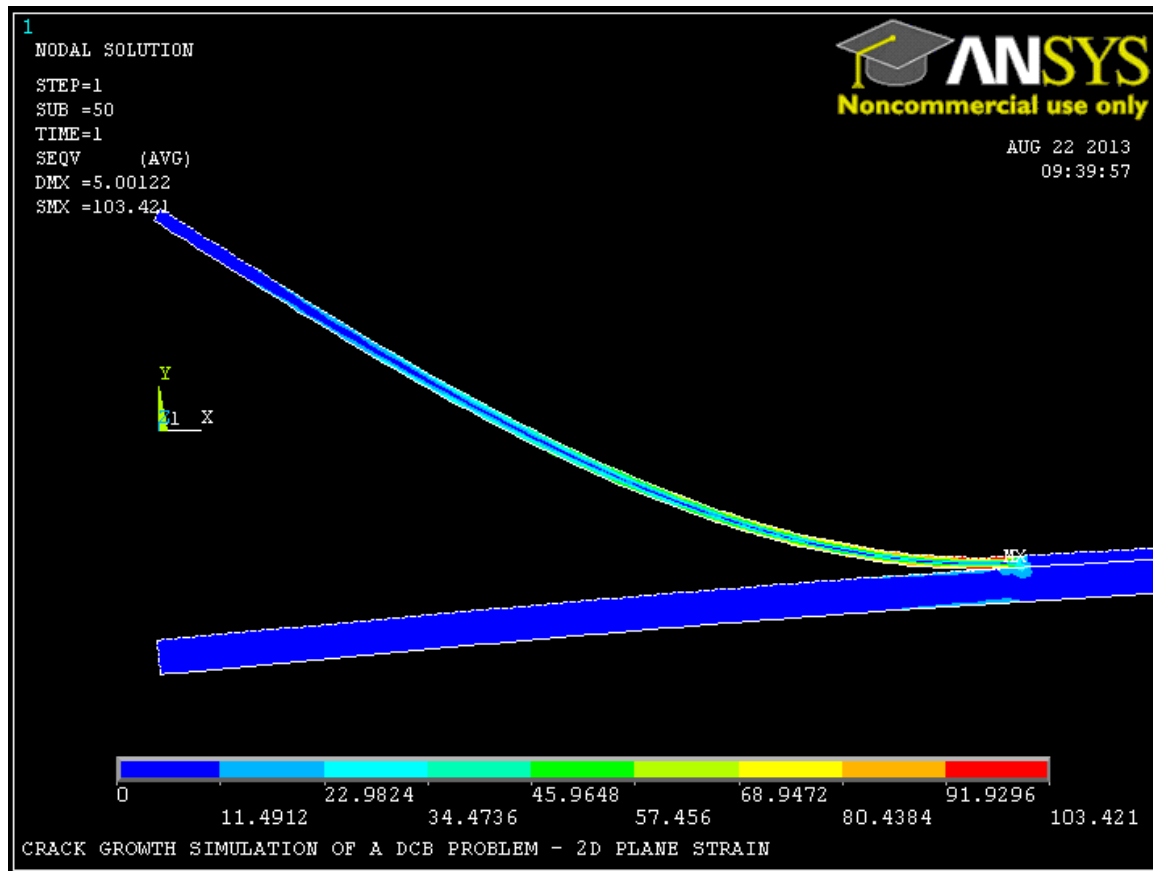


Figure 41: Crack grow for DCB specimen at the position P_3 for the layup S_3

Conclusion

Virtual crack closure technique is a powerful tool which is more and more used in engineering and numerical simulation in order to validate experimental data.

This report presented a brief overview of the literature and the concepts of VCCT and CZM as numerical simulation methods.

Krueger's work was very important because it was intended to assess the Ansys–VCCT module. In fact, it gave acceptable results.

Assessing the influence of defect position based on certain assumptions has given us an idea about the appearance of the mode II when we change the defect position from the middle of the specimen.

This work can be completed and valued if reproduced on another FE software like MD Nastran.

Appendix

T300/1076 Unidirectional Graphite/Epoxy Prepreg [3]		
$E_{11} = 139.4 \text{ GPa}$	$E_{22} = 10.16 \text{ GPa}$	$E_{33} = 10.16 \text{ GPa}$
$\nu_{12} = 0.30$	$\nu_{13} = 0.30$	$\nu_{23} = 0.436$
$G_{12} = 4.6 \text{ GPa}$	$G_{13} = 4.6 \text{ GPa}$	$G_{23} = 3.54 \text{ GPa}$
Fracture Toughness Data		
$G_{Ic} = 0.170 \text{ kJ/m}^2$	$G_{IIc} = 0.494 \text{ kJ/m}^2$	$\eta = 1.62$

IM7/8552 Unidirectional Graphite/Epoxy Prepreg		
$E_{11} = 161 \text{ GPa}$	$E_{22} = 11.38 \text{ GPa}$	$E_{33} = 11.38 \text{ GPa}$
$\nu_{12} = 0.32$	$\nu_{13} = 0.32$	$\nu_{23} = 0.45$
$G_{12} = 5.2 \text{ GPa}$	$G_{13} = 5.2 \text{ GPa}$	$G_{23} = 3.9 \text{ GPa}$
Fracture Toughness Data		
$G_{Ic} = 0.212 \text{ kJ/m}^2$	$G_{IIc} = 0.774 \text{ kJ/m}^2$	$\eta = 2.1$

Table 2: Material properties for DCB specimen (a), ENF and MMB specimen (b)

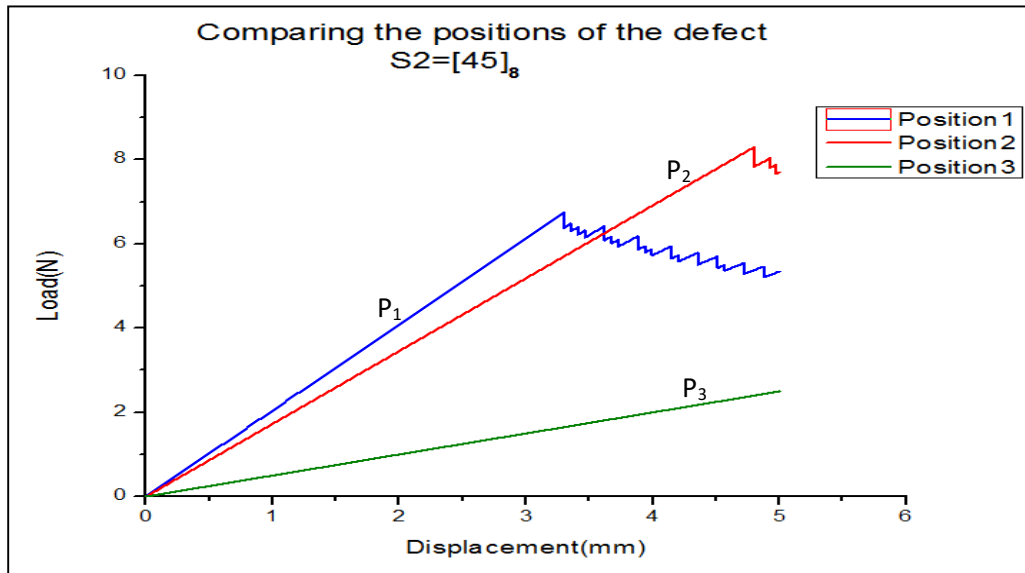


Figure 42: Comparison between the load-deflection curves for the three defect positions in the layup S2

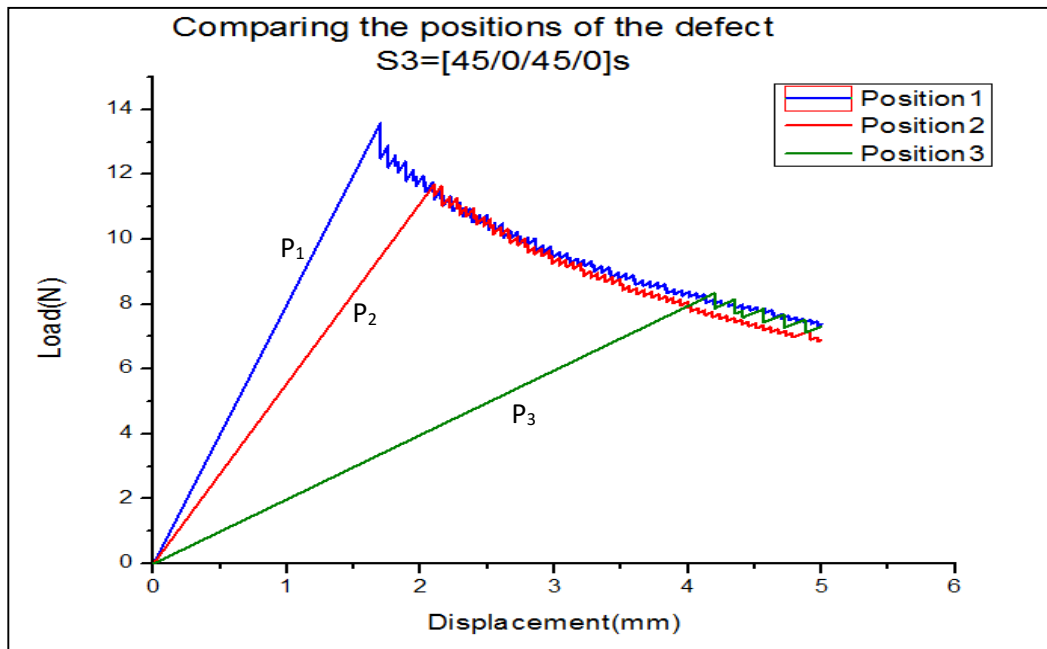


Figure 43: Comparison between the load-deflection curves for the three defect positions in the layup S_3

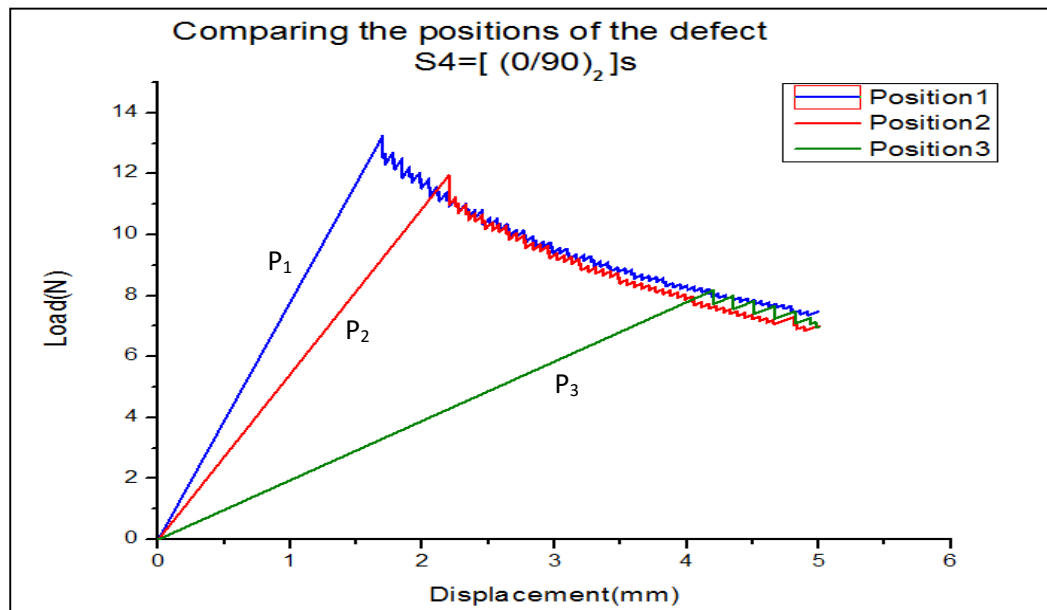


Figure 44: Comparison between the load-deflection curves for the three defect positions in the layup S_4

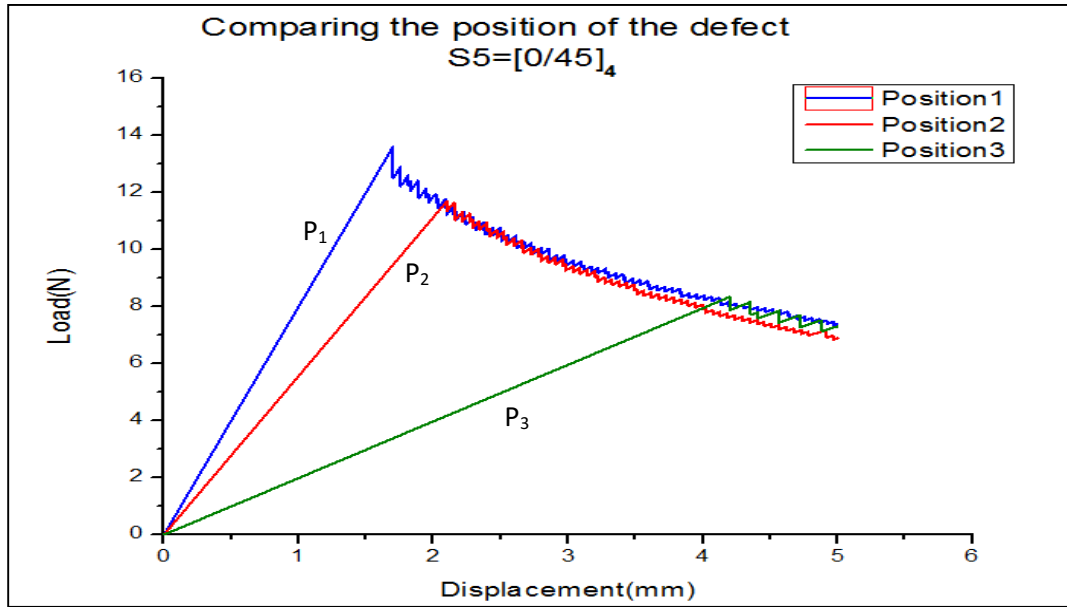


Figure 45: Comparison between the load-deflection curves for the three defect positions in the layup S₅

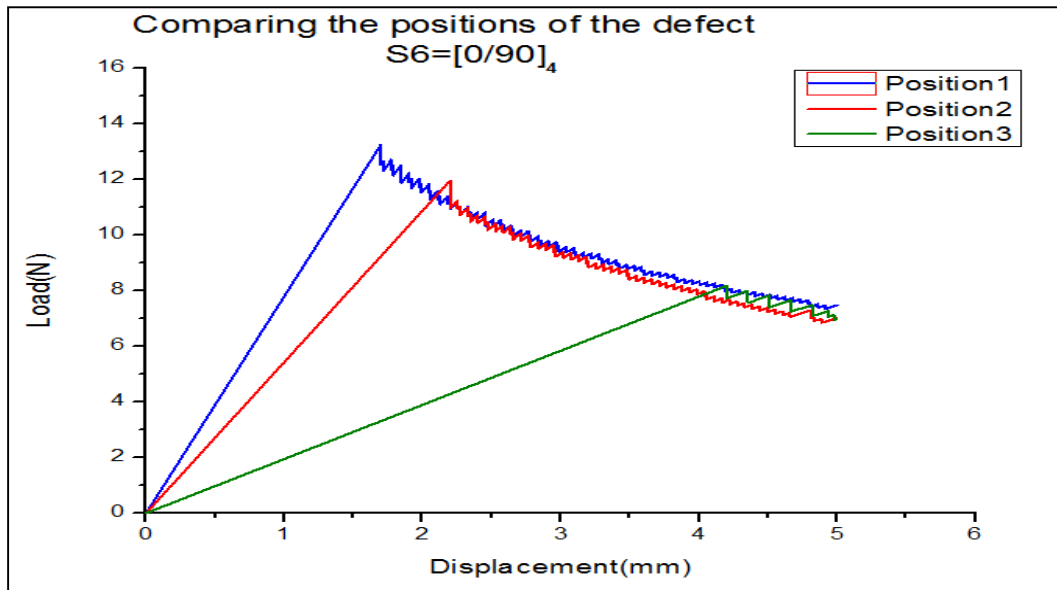


Figure 46: Comparison between the load-deflection curves for the three defect positions in the layup S₆

APDL program for automated propagation for DCB specimen

/TITLE,CRACK GROWTH SIMULATION OF A DCB PROBLEM - 2D PLANE STRAIN

/PREP7

!charge = 1.5 ! Force

deplacement = 5

N1=50

N2=50 ! Substeps imposées

N3=50

DL=150 ! Longueur

DH=3 ! Epaisseur

A0=30.5 !Longueur défaut

NEL=500 ! Nb d'éléments par longueur

NEH=6 ! par hauteur

TOLER=0.1E-5

! Eléments

ET,1,182 !* 2D 4-NODE STRUCTURAL SOLID ELEMENT

KEYOPT,1,1,2 !* ENHANCE STRAIN FORMULATION

KEYOPT,1,3,2 !* PLANE STRAIN

ET,2,182

KEYOPT,2,1,2

KEYOPT,2,3,2

ET,3,202 !* 2D 4-NODE COHESIVE ZONE ELEMENT

KEYOPT,3,3,2 !* PLANE STRAIN

! Propriétés du matériau

MP,EX,1,140E3

MP,EY,1,10.1E3

MP,EZ,1,10.1E3

MP,GXY,1,4.6E3

MP,GYZ,1,3.54E3

MP,GXZ,1,4.6E3

MP,PRXY,1,0.3

MP,PRXZ,1,0.3

MP,PRYZ,1,0.43

! Critère de rupture

!FC,1,S,XTEN,805E6

!FC,1,S,XCMP,-509E6,

!FC,1,S,YTEN,805E6

!FC,1,S,YCMP,-509E6,

!FC,1,S,ZTEN,50E6

!FC,1,S,ZCMP,-170E6,

!FC,1,S,XY,125E6

!FC,1,S,YZ,65E6,

!FC,1,S,XZ,65E6,

!FC,1,S,XYCP,

!FC,1,S,YZCP,

!FC,1,S,XZCP,

! Introduction Critère de rupture linéaire

G1C=0.17 !* CRITICAL ENERGY-RELEASE RATE

G2C=0.494

!G3C=0.494

h=1.75

```

TB,CGCR,1,,,BK      !* B-K FRACTURE CRITERION
TBDATA,1,G1C,G2C,h
! Géométrie
RECTNG,0,DL,DH/2    !* DEFINE AREAS
RECTNG,0,DL,0,-DH/2
LSEL,S,LINE,,2,8,2    !* DEFINE LINE DIVISION
LESIZE,ALL,DH/NEH
LSEL,INVE
LESIZE,ALL,,NEL
ALLSEL,ALL
TYPE,1                !* MESH AREA 2
MAT,1
LOCAL,11,0,0,0,0
ESYS,11
AMESH,2
CSYS,0
TYPE,2 !* MESH AREA 1
ESYS,11
AMESH,1
CSYS,0
NSEL,S,LOC,X,A0-TOLER,DL !* select nodes of cohesive zone
NUMMRG,NODES!* Mergecoincidentnodes(confondre les noeuds)
ESLN                  !* Select those elements attached to the selected nodes
TYPE,3
MAT,5
CZMESH,,,1,Y,0,      !* Create and mesh an interface area composed of cohesive zone
elements
ALLSEL,ALL
NSEL,S,LOC,X,DL      !* APPLY CONSTRAINTS
D,ALL,ALL
NSEL,ALL
! Création des composants
ESEL,S,ENAME,,202    !* SELECT INTERFACE ELEMENT TO DEFINE CRACK
GROWTH PATH
CM,CPATH,ELEM        !* groups geometry items into a component
ALLSEL,ALL !* Select all entities
NSEL,S,LOC,X,A0      !* Select the crack tip
NSEL,R,LOC,Y,0
ESLN                  !* Select elements attached to this node(crack tip)
CM,CRACK1,NODE       !* DEFINE CRACK TIP NODE COMPONENT
ALLS
FINISH
! Solution
/SOLU
! NLGEOM,ON!* Includes large-deflection effects in a static or full transient analysis
! Configuration paramètres de calcul de la croissance de fissure
CINT,NEW,1           !* CRACK ID
CINT,TYPE,VCCT       !* VCCT CALCULATION
CINT,CTNC,CRACK1     !* CRACK TIP NODE COMPONENT
CINT,NORM,0,2
! CRACK GROWTH SIMULATION SET

```

```

CGROW,NEW,1      !* CRACK GROWTH SET
CGROW,CID,1      !* CINT ID FOR VCCT CALCULATION
CGROW,CPATH,CPATH !* CRACK PATH
CGROW,FCOPTION,MTAB,1 !* FRACTURE CRITERION
CGROW,DTIME,1E-5
CGROW,DTMIN,1E-5
CGROW,DTMAX,1E-5
CGROW,FCRA,0.99
ALLSEL,ALL
OUTRES,ALL,ALL    !* All solution items at all substeps
! Chargement
ESEL,S,TYPE,,2
NSLE,S
NSEL,R,LOC,X
NSEL,R,LOC,Y,DH/2    !* APPLY DISPLACEMENT LOADING ON TOP
D,ALL,UY,deplacement
NSEL,ALL
ESEL,ALL
ESEL,S,TYPE,,1
NSLE,S
NSEL,R,LOC,X
NSEL,R,LOC,Y,-DH/2    !* APPLY DISPLACEMENT LOADING ON BOTTOM
D,ALL,UY,-deplacement
NSEL,ALL
ESEL,ALL
NSUBST,N1,N2,N3      ! Substep du loading case
OUTRES,ALL,ALL
SOLVE              !* PERFORM SOLUTION
FINISH
! Postprocesseur
/POST1
SET,LAST
PRCI,1,,G1
PRCI,1,,G2
!PRCI,1,,G3
!PRCI,1,,GT
PRCI,1,,CEXT
FCTYP,,ALL
!prnsol,fail      ! maximumstrainfailurecriteria (pour la déformation)
PRNSOL,S,COMP      ! PRINT NODAL STRESSES AND DISPLACEMENTS
FINISH
! Postprocesseurtemporel
/POST26
NSEL,S,LOC,Y,DH/2
NSEL,R,LOC,X,0
*GET,NTOP,NODE,0,NUM,MAX
NSEL,ALL
NSOL,2,NTOP,U,Y,UY
RFORCE,3,NTOP,F,Y,FY
PROD,4,3,, ,RF,, ,25
XVAR,2

```

```

PRVAR,UY,RF
/OUT
PRVAR,2,3,4
FINISH

```

APDL program for non-automated propagation for DBC specimen

```

/PREP7
!charge = 1.5
deplacement = 5
N1=50
N2=50
N3=50
DL=150
DH=3
A0=65.4
NEL=500
NEH=6
!TOLER=0.1E-5
!KOPEN=1.E6
!Elements
ET,1,PLANE182      !* 2D 4-NODE STRUCTURAL SOLID ELEMENT
KEYOPT,1,1,2      !* ENHANCE STRAIN FORMULATION
KEYOPT,1,3,2      !* PLANE STRAIN
ET,2,PLANE182
KEYOPT,2,1,2
KEYOPT,2,3,2
ET,3,TARGE169      !* 2D TARGET ELEMENT
ET,4,CONTA171      !* 2D CONTACT ELEMENT
KEYOPT,4,12,5      !* BONDED ALWAYS CONTACT
MP,EX,1,140E3      !* MATERIAL PROPERTIES
MP,EY,1,10.1E3
MP,EZ,1,10.1E3
MP,GXY,1,4.6E3
MP,PRXY,1,0.3
MP,PRXZ,1,0.3
MP,PRYZ,1,0.43

! Introduction Criterion B-K
G1C=0.17          !* CRITICAL ENERGY-RELEASE RATE
G2C=0.494
h=1.62
!G3C=0.494
TB,CGCR,1,,BK      !* LINEAR FRACTURE CRITERION
TBDATA,1,G1C,G2C,h
RECTNG,0,DL,0,DH/2    !* DEFINE AREAS
RECTNG,0,DL,0,-DH/2
LSEL,S,LINE,,2,8,2    !* DEFINE LINE DIVISION
LESIZE,ALL,DH/NEH
LSEL,INVE

```

```

LESIZE,ALL,,NEL
ALLSEL,ALL
TYPE,1          !* MESH AREA 2
MAT,1
LOCAL,11,0,0,0,0
ESYS,11
AMESH,2
CSYS,0
TYPE,2          !* MESH AREA 1
ESYS,11
AMESH,1
CSYS,0
NSEL,S,LOC,X,A0,DL
TYPE,3
MAT,2
REAL,3
ESEL,S,TYPE,,2
NSLE,S
NSEL,R,LOC,Y
ESURF          !* TARGET ELEMENTS
TYPE,4
REAL,3
!RMODIF,3,3,-KOPEN
!RMODIF,3,12,-KOPEN
ESEL,S,TYPE,,1
NSLE,S
NSEL,R,LOC,Y
NSEL,R,LOC,X,A0,DL
ESURF          !* CONTACT ELEMENTS
ALLSEL,ALL
NSEL,S,LOC,X,DL    !* APPLY CONSTRAINTS
D,ALL,ALL
NSEL,ALL
!CREATION DU CRACK TIP
!ESEL,S,ENAME,,202    !* SELECT INTERFACE ELEMENT TO DEFINE CRACK
GROWTH PATH
!CM,CPATH,ELEM      !* groups geometry items into a component
ALLSEL,ALL          !* Select all entities
NSEL,S,LOC,X,A0      !* Select the crack tip
NSEL,R,LOC,Y,0
ESLN                !* Select elements attached to this node(crack tip)
CM,CRACK1,NODE      !* DEFINE CRACK TIP NODE COMPONENT
ALLS
FINISH
!SOLUTION
/SOLU
! NLGEOM,ON          !* Includes large-deflection effects in a static or full transient analysis
! Configuration paramètres de calcul de la croissance de fissure
CINT,NEW,1          !* CRACK ID
CINT,TYPE,VCCT      !* VCCT CALCULATION
CINT,CTNC,CRACK1    !* CRACK TIP NODE COMPONENT

```

```

CINT,NORM,0,2
! CRACK GROWTH SIMULATION SET
!CGROW,NEW,1      !* CRACK GROWTH SET
!CGROW,CID,1      !* CINT ID FOR VCCT CALCULATION
!CGROW,CPATH,CPATH !* CRACK PATH
!CGROW,FCOPTION,MTAB,1 !* FRACTURE CRITERION
!CGROW,DTIME,1E-5
!CGROW,DTMIN,1E-5
!CGROW,DTMAX,1E-5
!CGROW,FCRA,0.99
!ALLSEL,ALL
!OUTRES,ALL,ALL    !* All solution items at all substeps
!CHARGEMENT
ESEL,S,TYPE,,2
NSLE,S
NSEL,R,LOC,X
NSEL,R,LOC,Y,DH/2    !* APPLY DISPLACEMENT LOADING ON TOP
D,ALL,UY,displacement
NSEL,ALL
ESEL,ALL
ESEL,S,TYPE,,1
NSLE,S
NSEL,R,LOC,X
NSEL,R,LOC,Y,-DH/2    !* APPLY DISPLACEMENT LOADING ON BOTTOM
D,ALL,UY,-displacement
NSEL,ALL
ESEL,ALL
NSUBST,N1,N2,N3
OUTRES,ALL,ALL
SOLVE                !* PERFORM SOLUTION
FINISH
!POSTPROCESSEUR
/POST1
SET, LAST
!PRCINT,1,,G1
!PRCINT,1,,G2
!PRCINT,1,,G3
!PRCINT,1,,GT
!PRCI,1,,CEXT
!FCTYP,,ALL
!prnsol,fail        ! maximumstrainfailurecriteria (pour la deformation)
PRNSOL,S,COMP        ! PRINT NODAL STRESSES AND DISPLACEMENTS
PRCINT,1
*GET,G1,_ANSYS,CINT,1,,CRACK,,1,,G1
*GET,G2,_ANSYS,CINT,1,,CRACK,,1,,G2
/OUT
G_ ANSYS=ABS(G1_ ANSYS)+ABS(G2_ ANSYS)
FINISH
!POSTPROCESSEUR TEMPOREL
/POST26
NSEL,S,LOC,Y,DH/2

```



```

NSEL,R,LOC,X,0
*GET,NTOP,NODE,0,NUM,MAX
NSEL,ALL
NSOL,2,NTOP,U,Y,UY
RFORCE,3,NTOP,F,Y,FY
PROD,4,3,,RF,,25
XVAR,2
PRVAR,UY,RF
/OUT
PLVAR,2,3,4
FINISH

```

APDL program for automated propagation for MMBspecimen

/TITLE,CRACK GROWTH SIMULATION OF A MMB PROBLEM - 2D PLANE STRAIN

```

/PREP7
!charge = 200
displacement = 5
N1=50
N2=50
N3=50
DL=152.4
DH=4.5
A0=25.4
NEL=550
NEH=9
TOLER=0.1E-5
! Elements
ET,1,182      !* 2D 4-NODE STRUCTURAL SOLID ELEMENT
KEYOPT,1,1,2  !* ENHANCE STRAIN FORMULATION
KEYOPT,1,3,2  !* PLANE STRAIN
ET,2,182
KEYOPT,2,1,2
KEYOPT,2,3,2
ET,3,202      !* 2D 4-NODE COHESIVE ZONE ELEMENT
KEYOPT,3,3,2  !* PLANE STRAIN
MP,EX,1,161E3
MP,EY,1,11.38E3
MP,EZ,1,11.38E3
MP,GXY,1,5.2E3
MP,PRXY,1,0.32
MP,PRXZ,1,0.32
MP,PRYZ,1,0.45
MP,MU,2,0.2   ! Friction
! Introduction linear criterion
G1C=0.212     !* CRITICAL ENERGY-RELEASE RATE
G2C=0.774
G3C=0.774

```

```

h=2.1
TB,CGCR,1,,,BK      !* B-K FRACTURE CRITERION
TB,DATA,1,G1C,G2C,h
!Gc = 0.004
!TNmax = 25
!TB,CZM,5,,,EXPO
!TB,DATA,1,TNMAX,GMAX,1000
!

```

```

RECTNG,0,DL,DH/2      !* DEFINE AREAS
RECTNG,0,DL,0,-DH/2
LSEL,S,LINE,,2,8,2      !* DEFINE LINE DIVISION
LESIZE,ALL,DH/NEH
LSEL,INVE
LESIZE,ALL,, ,NEL
ALLSEL,ALL
TYPE,1      !* MESH AREA 2
MAT,1
LOCAL,11,0,0,0,0
ESYS,11
AMESH,2
CSYS,0
TYPE,2      !* MESH AREA 1
ESYS,11
AMESH,1
CSYS,0
NSEL,S,LOC,X,A0-TOLER,DL
NUMMRG,NODES
ESLN
TYPE,3
MAT,5
CZMESH,,,1,Y,0,      !* GENERATE INTERFACE ELEMENTS

```

```

ALLSEL,ALL
NSEL,S,LOC,X,DL
NSEL,R,LOC,Y,-DH/2      !* APPLY CONSTRAINTS
D,ALL,UX
D,ALL,UY
ALLSEL,ALL
NSEL,S,LOC,X,0
NSEL,R,LOC,Y,-DH/2      !* APPLY CONSTRAINTS
D,ALL,ALL

```

! Création des composants

```

ESEL,S,ENAME,,202      !* SELECT INTERFACE ELEMENT TO
CM,CPATH,ELEM      !* DEFINE CRACK GROWTH PATH

```

```

ALLSEL,ALL
NSEL,S,LOC,X,A0
NSEL,R,LOC,Y,0

```

```

ESLN
CM,CRACK1,NODE      !* DEFINE CRACK TIP NODE COMPONENT
ALLS
FINISH
! Solution
/SOLU
! NLGEOM,ON
! Configuration paramètres croissance de fissure
CINT,NEW,1          !* CRACK ID
CINT,TYPE,VCCT      !* VCCT CALCULATION
CINT,CTNC,CRACK1    !* CRACK TIP NODE COMPONENT
CINT,NORM,0,2

! CRACK GROWTH SIMULATION SET
CGROW,NEW,1         !* CRACK GROWTH SET
CGROW,CID,1         !* CINT ID FOR VCCT CALCULATION
CGROW,CPATH,CPATH   !* CRACK PATH
CGROW,FCOP,MTAB,1   !* FRACTURE CRITERION
CGROW,DTIME,1E-5
CGROW,DTMIN,1E-5
CGROW,DTMAX,1E-5
CGROW,FCRA,0.99
ALLSEL,ALL
OUTRES,ALL,ALL

! Chargement
ALLSEL,ALL
NSEL,S,LOC,X,DL/2
NSEL,R,LOC,Y,DH/2   !* APPLY DISPLACEMENT LOADING ON TOP
D,ALL,UY,-deplacement
ALLSEL,ALL
NSEL,S,LOC,X,0
NSEL,R,LOC,Y,DH/2   !* APPLY DISPLACEMENT LOADING ON TOP
D,ALL,UY,deplacement
ALLSEL,ALL
NSUBST,N1,N2,N3     ! Substep du loading case

OUTRES,ALL,ALL
SOLVE               !* PERFORM SOLUTION
FINISH

! Postprocesseur

/POST1
SET,LAST
PRCI,1
FINISH

! Postprocesseurtemporel

/POST26

```

```

NSEL,S,LOC,Y,DH/2
NSEL,R,LOC,X,0
*GET,NTOP,NODE,0,NUM,MAX
NSEL,ALL
NSOL,2,NTOP,U,Y,UY
RFORCE,3,NTOP,F,Y,FY
PROD,4,3,,RF,,25.4
XVAR,2
PRVAR,UY,RF
/OUT
PRVAR,2,3,4
FINISH

```

APDL program for non-automated propagation for MMBspecimen

```

/PREP7
!charge = 200          ! Force
deplacement = 5
N1=50
N2=50                  ! Substeps imposées
N3=50
DL=152.4               ! Longueur
DH=4.5                 ! Hauteur
A0=25.4
NEL=550                ! Nb d'éléments par longueur
NEH=9                  ! par hauteur
TOLER=0.1E-5

! Eléments

ET,1,182               !* 2D 4-NODE STRUCTURAL SOLID ELEMENT
KEYOPT,1,1,2           !* ENHANCE STRAIN FORMULATION
KEYOPT,1,3,2           !* PLANE STRAIN
ET,2,182
KEYOPT,2,1,2
KEYOPT,2,3,2

ET,3,TARGE169          !* 2D TARGET ELEMENT
ET,4,CONTA171          !* 2D CONTACT ELEMENT
KEYOPT,4,12,5          !* BONDED ALWAYS CONTACT

!ET,3,202              !* 2D 4-NODE COHESIVE ZONE ELEMENT
!KEYOPT,3,3,2          !* PLANE STRAIN

! Propriétés du matériau

MP,EX,1,161E3

```

```

MP,EY,1,11.38E3
MP,EZ,1,11.38E3
MP,GXY,1,5.2E3
MP,PRXY,1,0.32
MP,PRXZ,1,0.32
MP,PRYZ,1,0.45
MP,MU,2,0.2          ! Friction

```

! Introduction Critère de rupture linéaire

```

G1C=0.212          !* CRITICAL ENERGY-RELEASE RATE
G2C=0.774
G3C=0.774
h=2.1
TB,CGCR,1,,BK      !* B-K FRACTURE CRITERION
TBDATA,1,G1C,G2C,h

```

```

RECTNG,0,DL,DH/2    !* DEFINE AREAS
RECTNG,0,DL,0,-DH/2
LSEL,S,LINE,,2,8,2   !* DEFINE LINE DIVISION
LESIZE,ALL,DH/NEH
LSEL,INVE
LESIZE,ALL,, ,NEL
ALLSEL,ALL

```

```

TYPE,1              !* MESH AREA 2

```

```

MAT,1
LOCAL,11,0,0,0,0

```

```

ESYS,11
AMESH,2

```

```

CSYS,0
TYPE,2              !* MESH AREA 1

```

```

ESYS,11
AMESH,1

```

```

CSYS,0
!NSEL,S,LOC,X,A0-TOLER,DL
!NUMMRG,NODES

```

```

!ESLN
!TYPE,3

```

```

!MAT,5

```

```

!CZMESH,,,1,Y,0,    !* GENERATE INTERFACE ELEMENTS

```

```

NSEL,S,LOC,X,A0,DL

```

```

TYPE,3

```

```

MAT,2

```

```

REAL,3

```

```

ESEL,S,TYPE,,2

```

```

NSLE,S

```

```

NSEL,R,LOC,Y

```

```

ESURF              !* TARGET ELEMENTS

```

```

TYPE,4

```

```

REAL,3
!RMODIF,3,3,-KOPEN
!RMODIF,3,12,-KOPEN
ESEL,S,TYPE,,1
NSLE,S
NSEL,R,LOC,Y
NSEL,R,LOC,X,A0,DL
ESURF          !* CONTACT ELEMENTS
ALLSEL,ALL
NSEL,S,LOC,X,DL
NSEL,R,LOC,Y,-DH/2      !* APPLY CONSTRAINTS
D,ALL,UX
D,ALL,UY
ALLSEL,ALL
NSEL,S,LOC,X,0
NSEL,R,LOC,Y,-DH/2      !* APPLY CONSTRAINTS
D,ALL,UX
D,ALL,UY
ESEL,S,ENAME,,202      !* SELECT INTERFACE ELEMENT TO
CM,CPATH,ELEM          !* DEFINE CRACK GROWTH PATH
ALLSEL,ALL
NSEL,S,LOC,X,A0
NSEL,R,LOC,Y,0
ESLN
CM,CRACK1,NODE          !* DEFINE CRACK TIP NODE COMPONENT
ALLS
FINISH

! Solution

/SOLU
CINT,NEW,1              !* CRACK ID
CINT,TYPE,VCCT          !* VCCT CALCULATION
CINT,CTNC,CRACK1        !* CRACK TIP NODE COMPONENT
CINT,NORM,0,2
! CRACK GROWTH SIMULATION SET
!CGROW,NEW,1            !* CRACK GROWTH SET
!CGROW,CID,1            !* CINT ID FOR VCCT CALCULATION
!CGROW,CPATH,CPATH      !* CRACK PATH
!CGROW,FCOP,MTAB,1      !* FRACTURE CRITERION
!CGROW,DTIME,1E-5
!CGROW,DTMIN,1E-5
!CGROW,DTMAX,1E-5
!CGROW,FCRA,0.99
!ALLSEL,ALL
OUTRES,ALL,ALL
ALLSEL,ALL
NSEL,S,LOC,X,DL/2
NSEL,R,LOC,Y,DH/2      !* APPLY DISPLACEMENT LOADING ON TOP
D,ALL,UY,-displacement
ALLSEL,ALL

```

```

NSEL,S,LOC,X,0
NSEL,R,LOC,Y,DH/2      !* APPLY DISPLACEMENT LOADING ON TOP
D,ALL,UY,deplacement
ALLSEL,ALL
NSUBST,N1,N2,N3        ! Substep of the loading case
OUTRES,ALL,ALL
SOLVE                   !* PERFORM SOLUTION
FINISH
! Postprocessor
/POST1
SET, LAST
PRCI,1
FINISH

! Postprocesseurtemporel
/POST26
NSEL,S,LOC,Y,DH/2
NSEL,R,LOC,X,0
*GET,NTOP,NODE,0,NUM,MAX
NSEL,ALL
NSOL,2,NTOP,U,Y,UY
RFORCE,3,NTOP,F,Y,FY
PROD,4,3,,RF,,.25.4
XVAR,2
PRVAR,UY,RF
/OUT
PRVAR,2,3,4
FINISH

```

Bibliography

- [1] Srinivasan Sridharan and al. Delamination behaviour of composites, 2008 édition. Woodhead Publishing limited, Cambridge England, 739 p.
- [2] ASTM (2007). Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. Volume D5528,
- [3] ASTM(2006). Standard Test Method for Mixed Mode I-Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber Reinforced Polymer Matrix Composites. Volume D6671/D6671M – 06.
- [4] Benzeggagh, M. L. et Kenane, M. (1996). Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus. *Composites Science and Technology*, volume 56, numéro 4, p. 439-49.
- [5] James R. Reeder 3D Mixed-Mode Delamination Fracture Criteria, an Experimentalist's Perspective. NASA Langley Research Center, Hampton, USA.
- [6] ANSYS User help. Version 14.0, ANSYS Inc.
- [7] Ronald Krueger (2002). The Virtual Crack Closure Technique: History, Approach and Applications (ICASE Report No. 2002-10). NASA Langley Research Center, Hampton, Virginia,
- [8] Waas, A. M. et Xie, D. (2006). Discrete cohesive zone model for mixed-mode fracture using finite element analysis. *Engineering Fracture Mechanics*, volume 73, numéro 13, p. 1783-96.
- [9] Volokh, K. Y. (2004). Comparison between cohesive zone models. *Communications in Numerical Methods in Engineering*, volume 20, numéro 11, p. 845-856.
- [10] Ronald Krueger (2012). Application of Benchmark Examples to Assess the Single and Mixed-Mode Static Delamination Propagation Capabilities in ANSYS. National Institute of Aerospace, Hampton Virginia,